METALURGIA

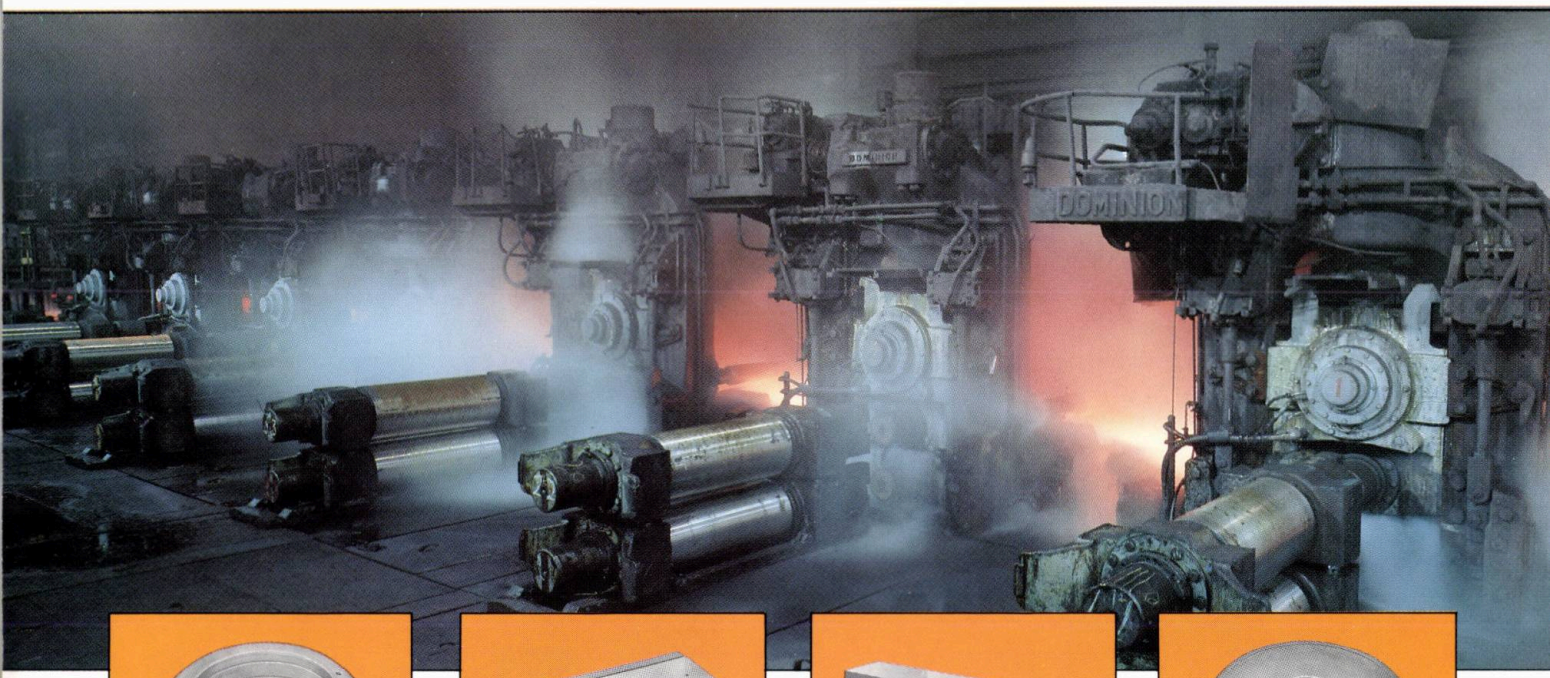
Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

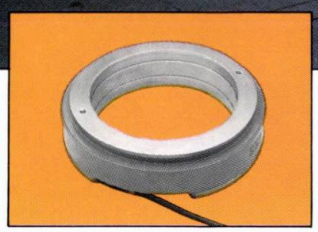
E 3280 Ref 1/93

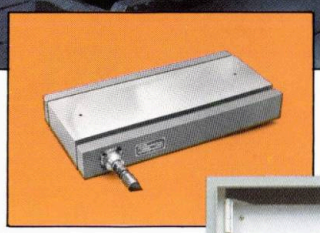
Introducing ROLLMAX...

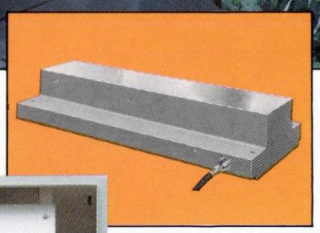
Digital Electronics

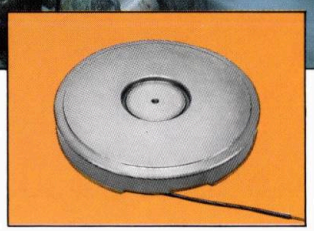
the world's best load cell system just got better!









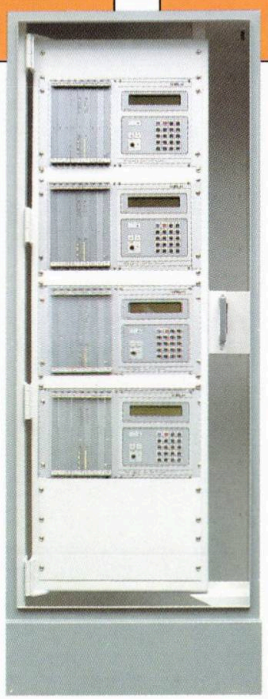


With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems



Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

ROMANIA, BUCUREŞTI,
Str. Mendeleev, nr. 21—25,
Telefon: 659.21.60; 659.40.90;
659.63.90; 312.04.47; 659.38.50
Telex: 11515, Fax: 312.04.46

CEA MAI MARE
FIRMĂ ROMANEASCĂ
DE COMERŢ EXTERIOR
ÎN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ORSZÁGOS KÖZPONT MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖNYVTÁR 1883

CALITATE, GARANŢIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C.METALEXPORTIMPORT S.A.

METALEXPORTIMPORT exportă:

- tablă medie şi groasă, inclusiv tablă navală (hot rolled heavy plate, including shipbuilding plate);
- tablă subţire laminată la rece (cold rolled steel sheet);
- tablă zincată (galvanized steel sheet);
- tablă transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile oţel laminate la cald UNP, INP, corniere oţel rotund, pătrat, lat (hot rolled steel profiles-channels, joists, angles, round, flat bars);
- oţel beton şi sîrmă laminată (reinforcing steel bars and wire rod);
- sîrmă trasă din oţel (drawn steel wire);
- electrozi sudură (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanţuri industriale (industrial chains);
- cabluri tracţiune (wire ropes);
- sîrmă şi toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sîrmă taloane (bronze plated steel wire);
- ţevi conducte (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- ţevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu şi laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products);

METALEXPORTIMPORT importă:

- cocs (coke);
- cărbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- minereu de mangan (manganese ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALEXPORTIMPORT S.A.

este oricînd la dispoziţia firmelor interesate pentru orice alte operaţii de export-import.

Pentru orice detalii, rugăm contactaţi-ne la adresa:

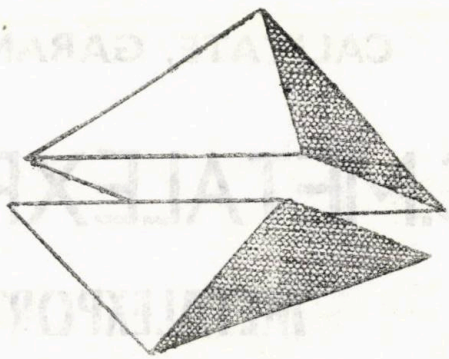
Bucureşti, Str. Mendeleev 21—25, Telex 11511 metal r

REAL

REAL S.A. Pleașa Ploiești

Tel: 097/124160
Telex: 19292
Fax: 097/145965

PRODUSE REFRACTARE TEHNOLOGII DE VÎRF



Program de fabricație

Betoane refractare dense
Betoane termoizolatoare
Prefabricate din beton refractar dens
Prefabricate din beton termoizolator
Mase plastice
Mase de ștampare
Monolitice pentru cuptoare cu inducție
Mortare refractare
Cărămizi refractare silico-aluminoase
Refractare pentru închizătorul cu sertar
Arzător ceramic pentru caupere
Creuzete cu grafit pentru metalurgia neferoasă
Lance de insuflare
Manșoane silicioase
Produse zirconice pentru turnarea continuă
Refractare carborundice
Produse refractare corindonice fasonate prin turnare-vibrare
Ciment refractar superaluminos
Semifabricate sintetice

METALURGIA

1 IANUARIE 1993

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

colegiul de redacţie

(în ordine alfabetică)

LUCIAN AMANCEI VICTOR BERTALAN, GHORGHE BUJGOI, ION CHIOSE, TOADER DUMITRACHE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, OCTAVIAN GRĂMADĂ, RADU HANGA, GHEORGHE LEPĂDATU, ŞTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, ALEXANDRU ORZAŢĂ, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIM POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROŞCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, COSTIN SCORŢEA, LAURENTIE SOFRONI, HORAŢIU VODĂ

sumar

Chelu, Gh.: Optimizarea regimurilor de încălzire a lingourilor şi semifabricatelor în vederea forjării . . . 5

Zamfir, Simona, Dobre Alexandra, Vidu Ruxandra: Comportarea la coroziune intergranulară a unor oţeluri inoxidabile feritice 11

Aionicesei, D., Denghel, N., Zamfir, Simona: Procedee de obţinere a sărurilor pentru nitrocarburare în băi de săruri 13

Nica, Gh.: Determinarea structurii stratului cementat în fază lichidă cu carbon şi vanadiu 17

Cocolaş, S., Chira, I., Crăciun, Şt., Filip, N.: Particularităţile obţinerii pieselor turnate în forme rigidizate prin îngheţare 21

Chivu, Vasilica, Ionescu, Cornelia, Vasilescu, O., Cohn E.: Consideraţii privind dezbaterea miezurilor şi formelor fabricate pe bază de silicat de sodiu 28

Florian, E. Budău N.: Influenţa grafitului asupra caracteristicilor de frecare ale materialelor de frictiune metaloceramice sinterizate 31

Jean-François Bellis: Acordurile de asociere ale Comunităţii Europene cu Ceho-Slovacia, Polonia şi Ungaria. Implicaţii asupra industriei siderurgice a Comunităţii Europene (traducere) 36

EVENIMENTE INTERNAŢIONALE 40

REVISTA REVISTELOR 10, 12, 16, 20, 39

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I.N.A. VÎRCOLACU

Şef CIDMET: ing. Brânduşa Florentina Scorţea

Redactor: DIANA BOGDAN

Traducere: ing. Sabin Florea

Stilizare: Ioana Kuglay

Corectură: Rodica Roşu

Redacţia şi administraţia: Bucureşti, str. Mendeleev, nr. 21–25, sector 1, cod 70 168; telefon 659 49 90.

Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 6 000 anual. Costul unui exemplar: lei 500.

Tiparul: S. C. „UNIVERSUL" S. A. str. Brezoianu nr. 23–25 ● Bucureşti c. 3714

contents METALURGIA 1/93

D.C. : 621.73.621.785.1

Chelu Gh. : **Optimisation of heating processes for ingots and blanks used for forging**

The paper comes with a method to find the heating regime before forging for polyhedral ingots and round blanks. The method is based on a computer program which plots the heating diagrams for the whole size range of the ingots and blanks.

Eleven representative steel grades have been chosen, with regard to alloying content, to cover the whole range of wrought steels, from carbon steel (OL32) to ledeburitic steel (Rp3). The parameters chosen for the program, i.e. the input ones, were : ingot or blank diameter, heating temperature, alloy content and mechanical properties of the steel (thermal conductivity, linear expansion coefficient, specific heat, yield strength, specific gravity, elasticity modulus). The computer used for calculations, the heat transfer relations and the diagrams resulted from numerical integration. For the calculations the mechanical properties used were those for the working temperature. The accuracy increases thus very much in computation of furnace and material temperatures. The program was designed to reduce time and crack hazard due to thermal stresses in heated material.

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 5

DC : 669.15.194.57.620.193

Zamfir Simona, Dobre Alexandra, Vidu Ruxandra : **Intergranular corrosion behaviour of certain ferritic stainless steel grades**

The authors report their studies on Ti influence on two steel grades — 8Cr170 and 8TiCr170 during integranular corrosion. They found that these two steel grades are more stable than austenitic steel, due to their structure and Ti content.

Metalurgia 45 (1993), no. 1 p. 11

DC : 661.55

Aionicesei D., Denghel N., Zamfir Simona : **Salt compositions for carbonitriding**

A technique is suggested, to make salt solutions for nitriding, using cheap and available materials like urea, kalium and natrium carbonates. The results have been adequate. For OLC45 steel a layer depth of about 2 mm has been achieved, with a surface hardness of about 450 HV. For 38MoCrA109 steel, the depth was 35 mm and the hardness 550 HV and for 41MoCr11 steel, 0.2 mm and 500HV respectively.

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 13

D.C. : 620.18001.891

Nica Gh. : **The microstructure evaluation of liquid phase hardened layer by use of carbon and vanadium**

The evaluation of microstructure for the liquid phase hardened layer using C and V for steel components has been made with the help of light electronic microscope, X-ray diffraction and of electronic microprobe.

Results show that V and C, combined with N from the liquid steel, from atmosphere and from chemical reactions taking place in the mould, give birth to very complex constituents, like carbonitrides F (CN) and vanadium carbides and nitrides, with a matrix similar to that of vanadium carbonitrides.

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 17

D.C. : 621.74.041.621.59

Cocolaş S. Chira I., Crăciun St., Filip N. : **The features of casting in freezed sand moulds**

The paper reports certain features of casting in freezed sand moulds : approached are process problems, mixing formulae, consolidation techniques, freezing process thermodynamics, consumption of cryogenic agents, mould knock-out, properties of the freezed mixes, casting and solidification of alloys in cryogenic moulds, mechanical properties and roughness of castings and cast efficiency aspects of the process.

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 21

D.C. : 621.742

Chivu Vasilica, Ionescu Cornelia, Vasilescu O., Cohn E. : **Considerations on knock-out of natrium silicate based cores and moulds**

The authors discuss some investigations on improving the quality of cores and moulds manufactured in natrium silicate and quarts sand with carbon dioxide hardener and especially those related to their easier knockout by incorporating certain organic additions in the natrium silicate mass.

Metalurgia 45 (1993), no. 1 p. 28

D.C. : 621.762 ; 661.666.2

Florian, E., Budău, N., : **Graphite influence on friction properties of sintered metalloceramic friction materials**

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 31

D.C. : 330.13

Jean François Bellis : **The EC Association Agreements with Czechoslovakia, Poland and Hungary. Implications for EEC Steel Industry**

Metalurgia 45 (1993), no. 1, p. 36

METALURGIA 1/93 contents

OPTIMIZAREA REGIMURILOR DE ÎNCĂLZIRE A LINGOURILOR ŞI SEMIFABRICATELOR ÎN VEDEREA FORJĂRII

Conf. dr. ing. Gh. Chelu
Institutul Politehnic Bucureşti

C.Z.: 621.73.621.785.1

În general, procesul de încălzire a materialelor metalice în vederea forjării trebuie să asigure obţinerea temperaturii necesare, cît mai uniform distribuită pe întreaga secţiune a lingoului sau semifabricatului, în timp minim şi fără să provoace crăpături sau fisuri în material. Scurtarea timpului de încălzire duce pe de o parte la reducerea consumului de combustibil sau energie electrică, iar pe de altă parte la micşorarea oxidării şi decarburării materialului care se încălzeşte. În acelaşi timp, însă, scurtarea exagerată a duratei de încălzire duce la crearea unei diferenţe mari de temperatură între centrul şi suprafaţa lingoului sau semifabricatului şi, prin urmare, la crearea unor tensiuni de întindere care favorizează fisurarea sau crăparea materialului.

Datorită acestui fapt, la stabilirea regimurilor de încălzire a lingourilor şi semifabricatelor, trebuie să se ţină seamă nu numai de viteza de încălzire, care poate fi realizată de către cuptor, ci şi de viteza de încălzire admisă de materialul care se încălzeşte. În cazul oţelurilor, fenomenul de fisurare datorită tensiunilor termice are loc numai pînă cînd centrul lingoului sau semifabricatului atinge 500—600°C. Peste aceste temperaturi, oţelurile îşi măresc plasticitatea şi, în consecinţă, tensiunile care iau naştere din cauza diferenţei de temperatură pe secţiunea materialului duc la deformări plastice locale fără pericol de fisurare. De aceea, pentru oţelurile sensibile la fisurare, viteza de încălzire trebuie limitată numai pînă cînd centrul materialului care se încălzeşte atinge 500—600°C, după care poate fi mărită pînă la viteza realizabilă de către cuptorul de încălzire.

Ţinînd seamă de acest lucru, în practica uzinală se utilizează frecvent încălzirea cu două sau mai multe trepte de menţinere, în funcţie de gradul de aliere al oţelului şi de mărimea lingoului sau semifabricatului (fig. 1).

Încălzirea după graficul din figura 1,a presupune o menţinere a lingourilor sau semifabricatelor în cuptor la temperatura de încărcare, apoi încălzirea cuptorului cu viteză redusă pînă la 800°C, în continuare încălzire de la 800°C pînă la temperatura finală de încălzire cu viteza realizabilă de către cuptor. În ultima parte a ciclului de încălzire se efectuează o menţinere la temperatura de încălzire în vederea micşorării diferenţei de temperatură pe secţiunea lingourilor sau semifabricatelor înainte de scoaterea din cuptor în vederea deformării plastice.

Pentru a micşora şi mai mult diferenţa de temperatură dintre suprafaţa şi centrul lingoului în perioada de preîncălzire, în cazul lingourilor mari din oţeluri mediu şi bogat aliate,

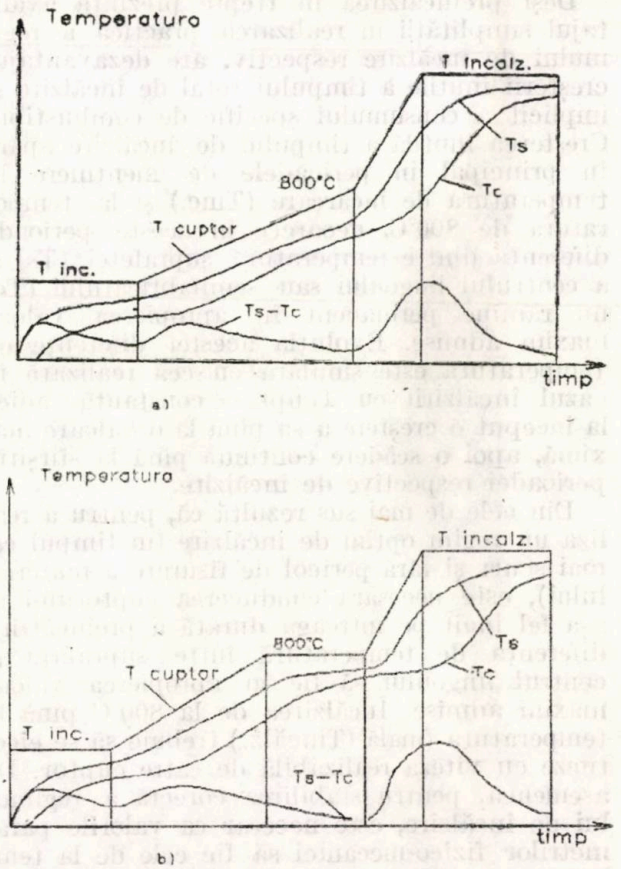


Fig. 1. Regimul de încălzire cu trepte de menţinere: a — cu două trepte de menţinere; b — cu trei trepte de menţinere

Fig. 1. Heating process with holding steps: a — with two holding steps; b — with three holding steps

care se încălzesc din stare rece, se folosește diagrama din figura 1, b.

Stabilirea temperaturii cuptorului în momentul încărcării lingourilor sau semifabricatelor reci, a timpului de menținere la această temperatură, precum și a timpului de încălzire și menținere la 800°C, se face astfel încît să nu se depășească viteza admisibilă de încălzire. La rîndul său viteza admisibilă de încălzire este condiționată de starea și caracteristicile fizico-mecanice ale materialului care se încălzește, cum ar fi : conductibilitatea termică (λ), căldura specifică (c), greutatea specifică (γ), coeficientul de dilatare liniară (β), modulul de elasticitate (E). După cum se știe, valorile fiecăreia din caracteristicile menționate se modifică pe măsura creșterii temperaturii. Datorită acestui fapt, temperatura cuptorului la încărcare și timpii de încălzire se calculează cu ajutorul unor valori medii ale caracteristicilor fizico-mecanice, stabilite pe intervale mari de temperatură.

Deoarece valorile caracteristicilor fizico-mecanice nu se modifică liniar în funcție de temperatură, rezultatele obținute au un grad mare de aproximație.

Deși preîncălzirea în trepte prezintă avantajul simplității în realizarea practică a regimului de încălzire respectiv, are dezavantajul creșterii inutile a timpului total de încălzire și implicit a consumului specific de combustibil. Creșterea inutilă a timpului de încălzire apare în principal în perioadele de menținere la temperatura de încărcare (Tînc.) și la temperatura de 800°C, deoarece în aceste perioade diferența dintre temperatura suprafeței (Ts) și a centrului lingoului sau semifabricatului (Tc) nu rămîne permanent în apropierea valorii maxim admise. Evoluția acestei diferențe de temperatură este similară cu cea realizată în cazul încălzirii cu Tcupt. = constantă, adică la început o creștere a sa pînă la o valoare maximă, apoi o scădere continuă pînă la sfîrșitul perioadei respective de încălzire.

Din cele de mai sus rezultă că, pentru a realiza un regim optim de încălzire (în timpul cel mai scurt și fără pericol de fisurare a materialului), este necesară conducerea cuptorului în așa fel încît pe întreaga durată a preîncălzirii diferența de temperatură între suprafața și centrul lingoului să fie în apropierea valorii maxim admise. Încălzirea de la 800°C pînă la temperatura finală (Tîncălz.) trebuie să se efectueze cu viteza realizabilă de către cuptor. De asemenea, pentru stabilirea corectă a regimului de încălzire, este necesar ca valorile parametrilor fizico-mecanici să fie cele de la temperatura curentă a materialului în timpul încălzirii, sau cel puțin valori medii pe intervale mici de temperatură.

În acest scop, s-a alcătuit un program pe calculator cu ajutorul căruia să poată fi trasate diagramele de încălzire în vederea deformării plastice, pentru toată gama de dimensiuni de lingouri poligonale sau semifabricate rotunde. Din punct de vedere al gradului de aliere, au fost alese 11 mărci de oțeluri reprezentative, care să acopere întregul domeniu de oțeluri deformabile, începînd cu cele nealiate (OL 32) și terminînd cu oțelurile ledeburitice (Rp3). Programul a fost conceput pornind de la relațiile de transfer de căldură prezentate în lucrarea [5].

Parametrii luați în considerare la alcătuirea programului, adică parametrii de intrare, au fost : diametrul lingoului sau semifabricatului, temperatura de încălzire și caracteristicile fizico-mecanice ale oțelului supus încălzirii (conductibilitatea termică λ, căldura specifică c, coeficientul de dilatare liniară β, limita de curgere σ, greutatea specifică γ, modulul de elasticitate E).

De menționat că valorile dorite ale diametrului lingoului și ale temperaturii de încălzire se introduc de la claviatură, iar valorile caracteristicilor fizico-mecanice pentru cele 11 oțeluri, la diferite temperaturi în intervalul 20—1200°C, au fost introduse direct în structura programului. Temperatura cuptorului, la sfîrșitul ciclului de încălzire, s-a adoptat cu 30°C mai mare decît temperatura suprafeței lingoului sau semifabricatului înainte de scoaterea din cuptor (Tîncălz.).

Pentru a stabili regimul de încălzire al întregii game de dimensiuni de lingouri sau semifabricate, programul a fost structurat în două variante :

a — regim de încălzire cînd temperatura cuptorului este constantă;

b — regim de încălzire cu preîncălzire.

Succesiunea operațiilor de calcul folosite la întocmirea programului pe calculator este prezentată în continuare, diferențiată pe cele două variante ale regimurilor de încălzire.

a. *Încălzire cînd temperatura cuptorului este constantă*

Pentru început a fost calculată diferența dintre temperatura suprafeței (Ts) și temperatura centrului lingoului sau semifabricatului (Tc), maxim admisă în timpul preîncălzirii. În acest caz, preîncălzirea a fost definită ca fiind perioada de încălzire pînă în momentul în care temperatura centrului (Tc) atinge 500°C. De asemenea, s-a considerat că încălzirea intră în regim stabilizat după timpul $t = 0{,}25\,X\,(R^2/a)$, în care R este raza lingoului, iar a este difuzivitatea materialului.

Deoarece diferența maximă de temperatură Ts—Tc apare după stabilizarea regimului de încălzire în care distribuția temperaturii pe secțiunea lingoului are loc după o parabolă, pentru calculul valorii ΔTad. s-a folosit relația :

$$\Delta T_{ad} = (Ts - Tc)_{ad} = \frac{1{,}4 \cdot \sigma_{ad}}{\beta \cdot E} \qquad (1)$$

în care:

— σ_{ad} reprezintă tensiunea admisibilă. În calcul s-a considerat că σ este egală cu limita de curgere a materialului supus încălzirii. Limita de curgere trebuie adoptată nu numai în funcţie de marca oţelului, ci şi de starea materialului: turnat sau deformat plastic în prealabil;

— β, E reprezintă coeficientul de dilatare liniară, respectiv modulul de elasticitate al oţelului.

În continuare s-au stabilit timpul de încălzire, evoluţia temperaturii la suprafaţa şi în centrul lingoului, precum şi evoluţia diferenţei de temperatură Ts — Tc, pe întreaga durată a încălzirii. Calculele s-au făcut secvenţial, adoptînd valori crescătoare din 10 în 10°C pentru temperatura suprafeţei lingoului sau semifabricatului (Ts), începînd de la 20°C pînă la temperatura de încălzire dorită (Tîncălz.).

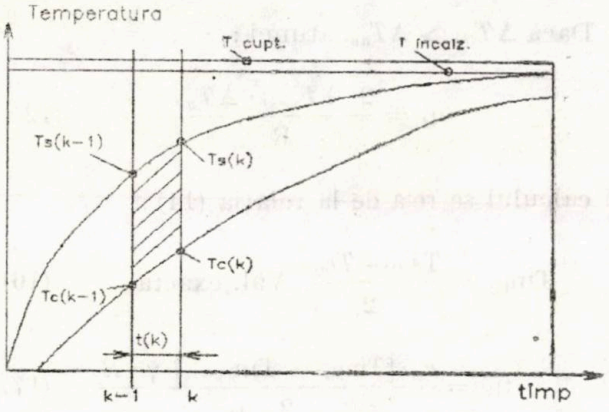


Fig. 2. Schema unei secvenţe de calcul al regimului de încălzire cu Tcu. = constantă

Fig. 2. Calculation sequence diagram for a constant furnace temperature heating

Principalele notaţii folosite în cadrul unei secvenţe de calcul sînt prezentate în schema din figura 2.

Algoritmul de calcul, conform notaţiilor din figura 2, are următoarea configuraţie:

Ts = 20,30 ... Ts(k) ... Tîncălz., °C; Tc. = = 20°C;

Tîncălz. = valoare dată; Tcu. = Tîncălz. + 30°C;

R = valoare dată (raza lingoului sau semifabricatului).

$$q_{(k)} = 3{,}5 \cdot \left[\left(\frac{Tcu. + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{Ts_{(k)} + 273}{100} \right)^4 \right] \quad (2)$$

$$q_m = \frac{q_{(k-1)} - q_{(k)}}{2{,}3 \cdot \log \frac{q_{(k-1)}}{q_{(k)}}} \quad (3)$$

— $q_{(k)}$ din relaţia 2 reprezintă fluxul termic calculat pentru Tcupt. = constantă şi valoarea curentă a temperaturii suprafeţei $Ts_{(k)}$, iar q_m din relaţia 3 este valoarea medie a fluxului termic pentru o creştere a temperaturii suprafeţei de la $Ts_{(k-1)}$ la $Ts_{(k)}$.

$$\Delta T_{(k)} = Ts_{(k)} - Tc_{(k)} = \frac{q_{(k)} \cdot R}{2 \cdot \lambda_m} \quad (4)$$

unde:

$$\lambda_m = \frac{\lambda_{TS(k)} + \lambda_{TS(k-1)}}{2} \quad (4')$$

— λ_m reprezintă valoarea conductibilităţii termice a materialului, calculată ca medie dintre conductibilitatea termică la temperatura suprafeţei $Ts_{(k)}$ şi conductibilitatea termică la temperatura centrului $Tc_{(k-1)}$.

$$Tc_{(k)} = Ts_{(k)} - \Delta T_{(k)} \quad (5)$$

$$Tm_{(k)} = TC_{(k)} + \frac{\Delta T_{(k)}}{2} \quad (6)$$

— $Tm_{(k)}$ este temperatura medie între centrul şi suprafaţa lingoului la momentul k.

$$\Delta i = C_m \cdot (Tm_{(k)} - Tm_{(k-1)}) \quad (7)$$

unde:

$$C_m = \frac{C_{Tm(k)} + C_{Tm(k-1)}}{2} \quad (7')$$

— c_m reprezintă valoarea căldurii specifice, calculată ca medie între căldura specifică la temperatura $Tm_{(k)}$ şi căldura specifică la temperatura $Tm_{(k-1)}$;

— Δi este creşterea entalpiei de la $Tm_{(k-1)}$ la $Tm_{(k)}$.

$$t_{(k)} = \frac{\Delta i \cdot R \cdot \gamma}{2 \cdot q_m} \quad (8)$$

$$t = t_{(k-1)} + t_{(k)} \quad (9)$$

— $t_{(k)}$ reprezintă timpul de încălzire a suprafeţei lingoului de la $Ts_{(k-1)}$ la $Ts_{(k)}$, iar t este timpul de încălzire al suprafeţei lingoului de la 20°C pînă la $Ts_{(k)}$.

După stabilirea timpului de încălzire t, calculul este reluat pentru o nouă valoare a temperaturii suprafeţei lingoului, adică $Ts_{(k)} + 10$°C, iar valorile parametrilor, calculate cu relaţiile (2)—(9) la momentul k, rămîn valabile pentru momentul k — 1. În cadrul fiecărei secvenţe de calcul, diferenţa de temperatură $\Delta T_{(k)}$, calculată cu relaţia (4), este comparată cu ΔT_{ad}.

(1)). Dacă $\Delta T_{(k)} > \Delta Tad.$, se apreciază că regimul de încălzire cu Tcupt. = const. nu este adecvat pentru încălzirea lingoului sau semifabricatului luat în considerare. În aceste condiții se abandonează prezenta variantă și se trece la încălzirea conform variantei b.

b. *Regimul de încălzire cu preîncălzire*

În cadrul acestei variante, calculul parametrilor de încălzire s-a realizat tot prin integrare numerică, distinct pe trei perioade: perioada de preîncălzire pînă cînd temperatura în centrul lingoului sau semifabricatului atinge 500°C, în continuare perioada de încălzire cu viteză constantă a cuptorului (viteza realizabilă de către cuptor) pînă la temperatura finală și ultima perioadă, considerată ca încălzire cu temperatură constantă a cuptorului. Acest regim de încălzire și principalele notații folosite în alcătuirea algoritmului de calcul sînt prezentate în figura 3.

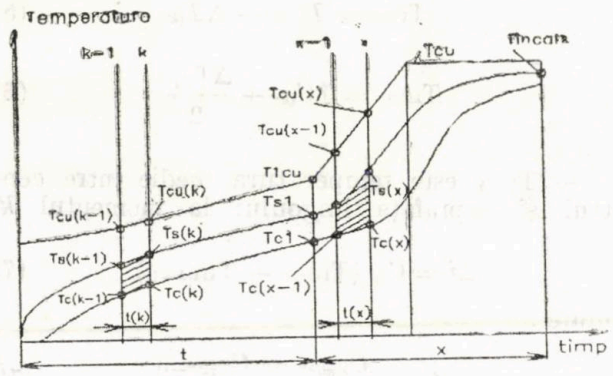


Fig. 3. Diagrama regimului de încălzire cu perioadă de preîncălzire

Fig. 3 Heating process diagram with preheating time

Perioada de preîncălzire. Parametrii încălzirii în perioada de preîncălzire au fost calculați pornind de la regimul de încălzire în flux termic constant. Pe parcursul preîncălzirii, diferența de temperatură între centrul și suprafața materialului încălzit este posibil să depășească valoarea admisă ΔT_{ad}, din cauza modificării permanente a conductibilității termice și, a căldurii specifice cu creșterea temperaturii. În aceste condiții, se corectează temperatura cuptorului Tcupt., astfel încît diferența de temperatură pe secțiunea materialului să rămînă cel mult egală cu ΔT_{ad}.

Succesiunea operațiilor de calcul este:

$$Tc1 = 500°C;\ Ts1 = Tc1 + \Delta T_{ad};$$

$$Tm1 = Tc1 + \Delta T_{ad}/2 \qquad (10)$$

$$Ts = 20{,}30 \ldots Ts_{(k)} \ldots Ts1;\ °C \qquad (11)$$

$$q_1 = \frac{2 \cdot \lambda_{Tm1} \cdot \Delta T_{ad}}{R} \qquad (12)$$

unde:

— q_1 este fluxul termic necesar realizării diferenței de temperatură ΔT_{ad}. la sfîrșitul perioadei de preîncălzire;

— λ_{Tm1} — conductibilitatea termică a materialului la temperatura medie de pe secțiunea lingoului, la sfîrșitul preîncălzirii;

— R — raza lingoului sau semifabricatului încălzit.

$$T'm_{(k)} = \frac{Ts_{(k)} + Tc_{(k-1)}}{2} \text{ Val. aproximativă} \qquad (13)$$

$$\Delta T_{(k)} = \frac{q_1 \cdot R}{2 \cdot \lambda T'_{m(k)}} \qquad (14)$$

$$Tc_{(k)} = Ts_{(k)} - \Delta T_{(k)} \qquad (15)$$

Dacă $\Delta T_{(k)} > \Delta T_{ad}$, atunci:

$$q_1 = \frac{2 \cdot \lambda T'_{m(k)} \cdot \Delta T_{ad}}{R} \qquad (12')$$

și calculul se reia de la relația (14):

$$Tm_{(k)} = \frac{Ts_{(k)} + Tc_{(k)}}{2} \text{ Val. exactă} \qquad (16)$$

$$t_{(k)} = \frac{c_m \cdot [Tm_{(k)} - Tm_{(k-1)}] \cdot \gamma \cdot R}{2 \cdot q_1} \qquad (17)$$

în care c_m are aceeași semnificație ca cea din relația (7), iar γ este greutatea specifică a oțelului.

$$t = t_{(k-1)} + t_{(k)} \qquad (18)$$

$$Tcu_{(k)} = 100 \cdot \sqrt[4]{\frac{q_1}{3{,}5} + \left(\frac{Ts_{(k)} + 273}{100}\right)^4} - 273 \qquad (19)$$

Calculul parametrilor încălzirii cu relațiile (11) — (19) se reia secvențial pînă în momentul în care $Ts_{(k)} = Ts1$.

Perioada de încălzire cu viteza constantă a cuptorului. Deoarece la sfîrșitul perioadei de preîncălzire temperatura centrului lingoului sau semifabricatului a atins 500°C, eliminîndu-se astfel pericolul de fisurare din cauza tensiunilor termice, încălzirea în continuare se poate face fără restricții. Rezultă că încălzirea cuptorului de la T1cupt. la Tcupt. trebuie să se efectueze cu viteza realizabilă de către acesta. În cadrul programului s-a adoptat viteza realizabilă de către cuptor ca fiind v = 150°C/h. De men-

ționat că viteza v poate fi modificată în funcție de posibilitățile concrete de lucru ale cuptorului de încălzire.

Ca și în cazul variantelor anterioare, parametrii încălzirii s-au calculat prin integrarea numerică pas cu pas, folosind sistemul de ecuații prezentat mai jos. Pentru mărirea preciziei calculelor, pasul de variație a temperaturii suprafeței materialului, Ts, a fost micșorat la 5°C. Principalele notații folosite în ecuațiile de calcul corespund celor prezentate în figura 3.

Valori inițiale: Tcu. = Tlcu.; Ts = Ts1; Tc = Tc1

$$Ts = Ts1,\ Ts1 + 5,\ Ts1 + 10 \ldots Ts_{(x)} \ldots$$
$$\ldots Tîncălz.\ °C \qquad (20)$$

$$q_2 = 3{,}5 \cdot \left[\left(\frac{Tcu_{(x-1)} + 273}{100}\right)^4 - \left(\frac{Ts_{(x)} + 273}{100}\right)^4\right] \qquad (21)$$

$$T'm_{(x)} = \frac{Ts_{(x)} + TC_{(x-1)}}{2} \quad \text{Val. aprox.} \qquad (22)$$

$$\Delta T_{(x)} = \frac{q_2 \cdot R}{2 \cdot \lambda_{T'm(x)}} \qquad (23)$$

$$Tc_{(x)} = Ts_{(x)} - \Delta T_{(x)} \qquad (24)$$

$$Tm_{(x)} = \frac{Ts_{(x)} + Tc_{(x)}}{2} \quad \text{Val. exactă} \qquad (25)$$

$$t_{(x)} = \frac{c \cdot [Tm_{(x)} - Tm_{(x-1)}] \cdot \gamma \cdot R}{2 \cdot q_2} \qquad (26)$$

unde:

$$C_m = \frac{c_{Tm(x)} + c_{Tm(x-1)}}{2} \qquad (26')$$

c_m reprezintă valoarea căldurii specifice calculată ca medie între căldura specifică la temperatura $Tm_{(x)}$ și căldura specifică la temperatura $Tm_{(x-1)}$.

$$Tcu._{(x)} = Tcu._{(x-1)} + v \cdot t_{(x)} \qquad (27)$$

Timpul de încălzire de la introducerea lingoului sau semifabricatului în cuptor pînă la momentul x se calculează cu relația:

$$t_t = t + t_{(x-1)} + t_{(x)} \qquad (28)$$

Calculele în succesiunea relațiilor de la (20) la (28) sînt reluate pas cu pas pînă cînd $Tcupt._{(x)} = Tcu.$ După cum se observă și din figura 3, în momentul în care $Tcu._{(x)} = Tcupt.$, temperatura suprafeței materialului încălzit $Ts_{(x)}$ nu ajunge încă la temperatura finală de încălzire, Tîncălz. Rezultă că încălzirea trebuie continuată cu menținerea constantă a temperaturii cuptorului pînă cînd $Ts_{(x)} = Tîncălz.$, iar diferența de temperatură pe secțiunea materialului la sfîrșitul încălzirii nu trebuie să depășească 100°C.

Perioada de încălzire cu temperatura constantă a cuptorului. Pentru a păstra continuitatea încălzirii între perioadele anterioară și aceasta, programul a fost astfel structurat încît pentru ambele perioade să se folosească același algoritm de calcul (20) — (28). După cum se observă din relațiile (20) — (28), se poate trece automat de la încălzirea cu viteză constantă a cuptorului la încălzirea cu temperatură constantă a cuptorului, prin următoarea condiție pusă între relațiile (27) și (28):

Dacă $Tcu._{(x)} > Tcu.$, atunci $Tcu._{(x)} = Tcu.$ Cu alte cuvinte, din momentul în care temperatura cuptorului a atins valoarea prescrisă Tcu., ciclurile de calcul al parametrilor încălzirii se repetă de la relația (20) pînă la relația (28), menținînd $Tcu._{(x)} = Tcu. = const.$ pînă în momentul în care $Ts_{(x)} = Tîncălz.$ (20).

În condițiile în care diferența de temperatură la sfîrșitul încălzirii între centrul și periferia lingoului sau semifabricatului este mai mare decît cea dorită (de regulă sub 100°C), există două posibilități de micșorare a sa: fie micșorînd viteza de încălzire a cuptorului în perioada de la Tcu.1 la Tcu., fie mărind durata de

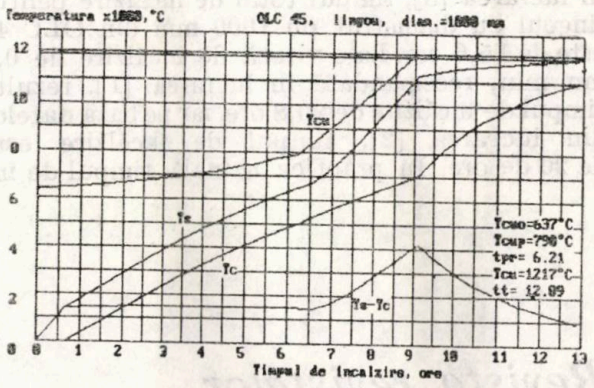


Fig. 4. Regimul de încălzire al lingourilor cu diametrul mediu de 1000 mm, din OLC 45, de la 20 la 1200°C

Fig. 4 Heating process for OLC 45 steel ingots with 1, 000 mm average diameter, from 20 to 1, 200 °C

menținere la Tcu. = const. prin micșorarea diferenței dintre temperatura cuptorului și temperatura de încălzire (Tcu.- Tîncălz.) impusă inițial. Desigur, în ambele cazuri timpul de încălzire crește corespunzător.

Pentru ilustrare, în figurile 4 și 5 sînt prezentate regimurile de încălzire obținute cu ajutorul prezentului program, în cazul încălzirii unui lingou și unui semifabricat din oțelul OLC 45, de la 20 la 1200°C.

Din graficul prezentat în figura 4 rezultă că, în cazul încălzirii lingourilor cu diametrul mediu de 1000 mm (aprox. 15—17 t, în funcţie de tipul lingoului), durata totală de încălzire este de 12, 9 ore, cu o perioadă de preîncălzire de 6, 21 ore. În timpul preîncălzirii, diferenţa de temperatură între centrul şi suprafaţa lingoului se menţine la valoarea maximă de 150°C.

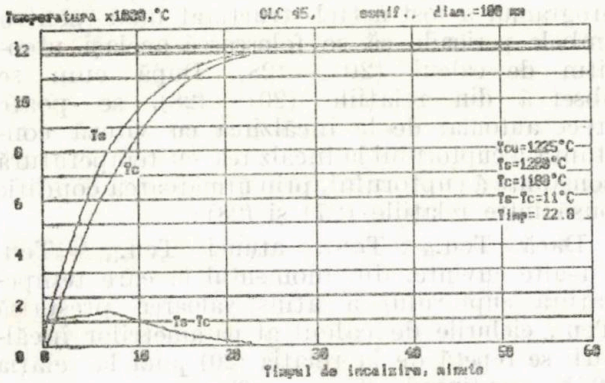


Fig. 5. Regimul de încălzire al semifabricatelor cu diametrul de 100 mm, din OLC 45, de la 20 la 1200°C

Fig. 5. Heating process for OLC 45 steel blanks with 100 mm dia, from 20 to 1, 200° C

Comparativ cu datele din literatura de specialitate, timpul total de încălzire este mai redus. Astfel, din calculele efectuate cu relaţiile date în lucrarea [3], timpul total de încălzire pentru lingoul cu diametrul de 1000 mm din OLC 45 este de 15,6 ore. La o viteză de încălzire de 0,8 mm/min, recomandată în lucrarea [1], rezultă timpul de încălzire de 20,8 ore, iar pe baza datelor din lucrarea [2], timpul de încălzire este de 20 de ore. În practica uzinală, timpul de încălzire pentru această mărime de lingou din OLC 45 este variabil de la caz la caz, oscilînd între 25 şi 35 de ore. Faţă de timpul de încălzire cel mai mic, de 15,6 ore, obţinut conform lucrării [3], timpul total de încălzire care rezultă din diagrama din figura 4 este mai mic cu 2,7 ore (aprox. 17%).

În ceea ce priveşte graficul din figura 5, se observă că timpul de încălzire al semifabricatelor cu diametrul de 100 mm din OLC 45 este de aproximativ 23 min. Acest timp este comparabil cu valorile recomandate în literatura de specialitate. De exemplu, din lucrarea [3] rezultă că timpul de încălzire este de 24 min iar lucrarea [2] recomandă timpul de 20 min. Măsurătorile experimentale efectuate pe semifabricate cu diametrul de 100 mm din OLC 45 au arătat că datele obţinute cu ajutorul programului de calcul se verifică.

Programul pe ansamblu a fost rulat pe calculator pentru toate cele 11 mărci de oţeluri şi diferite dimensiuni de lingouri şi semifabricate. De menţionat că programul este aplicabil pentru orice marcă de oţel la care se cunoaşte variaţia proprietăţilor fizico-mecanice în funcţie de temperatură, precum şi limita de rupere în funcţie de starea materialului care se încălzeşte (turnat sau deformat plastic).

BIBLIOGRAFIE

[1] Badea, S. — *Forjarea şi extruziunea materialelor metalice*, E.D.P., Bucureşti, 1980.
[2] Drăgan, I. ş.a. — *Tehnologia deformărilor plastice*. E.D.P., Bucureşti, 1979.
[3] Popescu V. ş.a. — *Tehnologia forjării*. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1980.
[4] Samoilovici, A, Iu. - Nagrev *Stali*. Vişeişaia şkola, Minsk, 1990.
[5] Taiţ, N, Iu. — *Tehnologhia nagreva stali*. Metallurghizdat, Moscova, 1962.

Revista revistelor

REVUE DE METALLURGIE — CIT, Franţa, 1992, nr. 6

— Procedeul EOS (Emission Optimized Sintering): un nou procedeu care permite reducerea emisiilor de la liniile de aglomerare a minereului de fier, p. 511

— Calitatea produselor refractare prin încercări nedistructive Reframis, p. 519

— Cuptorul cu arc cu curent continuu al firmei ABB: trecut, prezent şi viitor, p. 525

— Evoluţia cuptorului electric „cuvă", p. 533

— Perfecţionări în domeniul sertarelor rotative NKK, p. 539

— Procedeul ISP (In — Line Strip Process) pentru fabricarea directă a produselor plate subţiri, p. 547

— Noi realizări în domeniul uleiurilor de laminare pentru industria oţelului: experienţa practică, p. 563

— Determinarea trepidaţiilor pe un laminor la rece cu cinci caje, p. 571

— Un sistem complet automat de manipulare şi depozitare a rulourilor laminate la rece şi galvanizate prin electroliză, p. 579

COMPORTAREA LA COROZIUNE INTERGRANULARĂ A UNOR OȚELURI INOXIDABILE FERITICE

Conf. dr. ing. Simona Zamfir
Șef. de lucrări ing. Alexandra Dobre
Asistent universitar ing. Ruxandra Vidu
Institutul Politehnic București

C.Z : 669.15 — 194.57.620.193

Utilizarea oțelurilor inoxidabile în industriile chimică și energetică se bazează pe rezistența lor la coroziune.

Comportarea metalelor și aliajelor în majoritatea mediilor industriale depinde de solubilitatea, structura, grosimea și aderența compușilor solizi care se formează în timpul proceselor de coroziune, fie în mod natural, prin reacția metalului cu mediul, fie în mod deliberat, urmărindu-se obținerea unor filme protectoare pasive.

Procesele care au loc la interfața metal-mediu sînt influențate de compoziția chimică, prelucrările termice (deformare plastică, tratamente termice, sudare) suferite de material, ca și de compoziția chimică, concentrația și temperatura mediului corosiv.

Cromul, principalul element de aliere din oțelurile inoxidabile, conferă acestora o rezistență bună la coroziune în diferite medii prin formarea unui film protector la suprafața produselor.

Nesuferind transformări în stare solidă, aliajele feritice FeCr sînt susceptibile la fragilizarea ireversibilă, cauzată de creșterea grăunților la încălzire. Pe lîngă acest tip de fragilitate, oțelurile feritice cu Cr, ca și aliajele FeCr sînt susceptibile și la fragilitatea determinată de precipitarea fazei α', care se produce între 450 și 550 °C în aliajele cu peste 15% Cr (fragilitatea de 475 °C) și de fragilitatea determinată de faza σ care se produce între 600 și 900°C.

Remarcabilă este rezistența acestor oțeluri la oxidare pînă la temperaturi de 800—850 °C, precum și în medii conținînd sulf. Oțelurile cu 15—18% Cr au o rezistență la coroziune

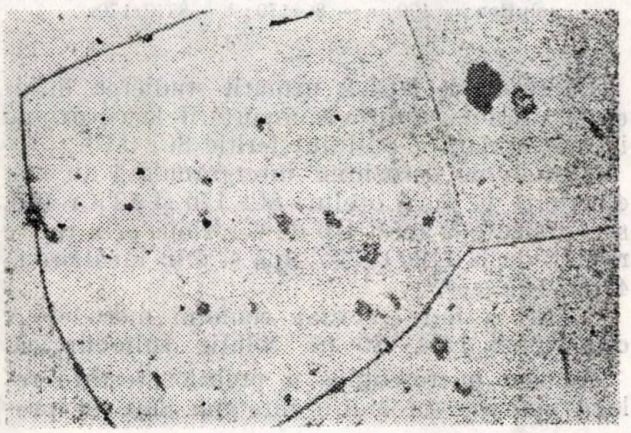


Fig. 1), (a, b × 500). Aspecte microstructurale ale oțelurilor răcite de la 1100 °C/30°/apă după testul de coroziune în soluție sulfo-cuprică : a — 8Cr170 ; b — TiCr170

Fig. 1 a, b Microstructural aspects of water quenched steel from 1, 100 to 30°C after corrosion test in sulpho-cupric solution ; × 500
a — 8Cr170 ; b — TiCr170

superioară celei a oțelurilor martensitice cu Cr, mai ales în mediul atmosferic neimpurificat cu gaze industriale, apă de mare, acizi minerali, săruri oxidante.

Datorită transformărilor structurale care pot să aibă loc în aceste oțeluri în condițiile menționate mai sus, acestea pot prezenta sensibilitate la coroziunea intercristalină după încălzirea la temperaturi de peste 900—950°C, precum și în jurul a 475°C. Anihilarea ei este posibilă prin adaosuri de Ti(pînă la 0,9%), Nb (pînă la 1,3 %) sau/și prin răcire lentă de la temperaturile arătate ori prin aplicarea unei reveniri la 600—900°C, după eventuala călire.

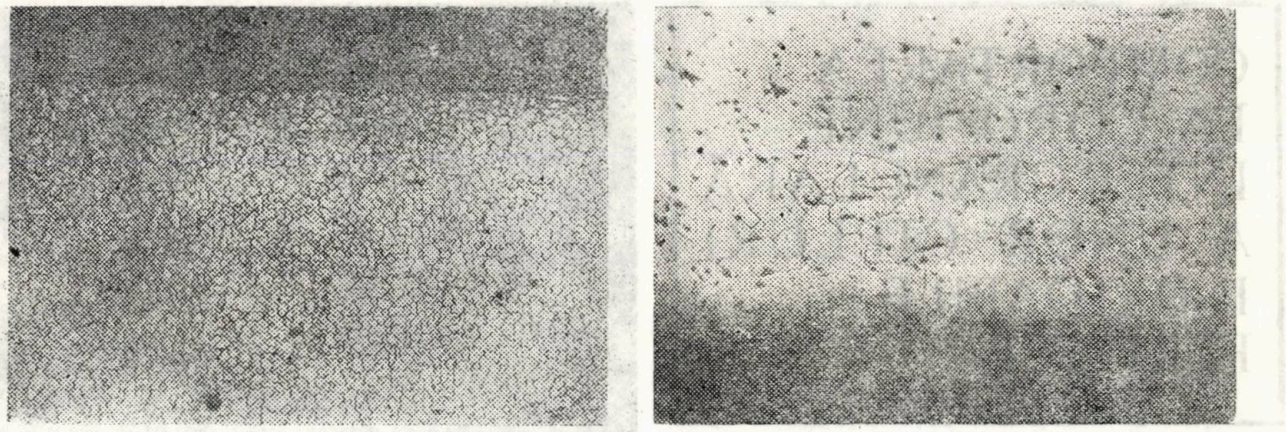


Fig. 2 (a, b × 100)
Aspecte microstructurale ale oţelurilor tratate 475°C/10 h/aer după testul de coroziune în soluţia sulfo-cuprică: a — 8Cr170; b — 8TiCr170

Fig. 2 a, b, Microstructural aspects of steel kept at 475°C//10h/air after corrosion test in sulpho — cupric solution; × 100; a — 8Cr170; b — 8TiCr170r

Lucrarea de faţă a urmărit studierea influenţei titanului asupra comportării la coroziune intergranulară a oţelului feritic 8Cr 170.

Testele de coroziune intergranulară au fost efectuate pe două oţeluri 8Cr 170 şi 8TiCr 170, sensibilizate la acest tip de coroziune prin răcire rapidă de la 1100°C/30°/ apă şi prin încălzire la 475°C/10h /aer.

Testul a fost efectuat conform metodei A din STAS 7114—80 in soluţie sulfocuprică.

Analiza microscopică a probelor testate relevă apariţia coroziunii intergranulare în probele răcite rapid de la 1100°C, coroziune mult mai puternică în cazul oţelului 8Cr 170 (fig. 1, a, b).

De asemenea, şi în stare încălzită (475°C) oţelul 8TiCr170 este mai stabil decît oţelul 8Cr170 (fig. 2, a, b).

În concluzie se apreciază că, deşi aceste oţeluri sînt mai stabile la coroziunea intergranulară decît oţelurile austenitice, stabilitatea lor este influenţată atît de starea structurală cît şi de prezenţa titanului.

Revista revistelor

REVUE DE METALLURGIE — CIT, Franţa, 1992, nr. 5

— Laminarea fără programare cu rectificarea cilindrilor în flux, p. 415

— Punerea la punct a unui sistem de lubrifiere utilizat în cajele finisoare ale laminorului de benzi al firmei Sollac Florange HSM, p. 423

— Realizarea instrumentului SPC într-un laminor şi perfecţionarea acestuia, p. 433

— Lasertex, un concept referitor la rugozitate: de la laminor la tabla acoperită, p. 439

— Laminarea la rece şi recoacerea benzilor feritice laminate la cald, p. 447

— Experimente la firmele Sollac Dunkerque şi Sollac Fos privind calitatea cocsului şi influenţa sa asupra funcţionării furnalului, p. 455

— Creşterea productivităţii convertizoarelor şi a purităţii oţelului, p. 469

— Trei ani de utilizare şi de dezvoltare a sistemului TCD 90 la Sollac, p. 479

PROCEDEE DE OBȚINERE A SĂRURILOR PENTRU NITROCARBURARE ÎN BĂI DE SĂRURI

Chim. D. Aionicesei
și ing. N. Denghel
S.C. Faur S.A. București
Conf. dr. ing. Simona Zamfir
Institutul Politehnic
București

C.Z. : 661.55

În procesul cementării are loc, sub acțiunea temperaturii, a mediilor gazoase, lichide sau solide, modificarea compoziției chimice, structurii, stării de tensiune și, deci, a proprietăților materialelor din stratul superficial al produselor metalice supuse prelucrării. Indiferent de tipul tratamentului termochimic aplicat, de starea de agregare a mediilor utilizate, de natura fazelor care se formează, modificarea compoziției chimice atomice a stratului superficial se face printr-un transfer de masă de la mediul capabil să furnizeze elementul de cementare la metal. Transferul de masă este rezultatul creării, în urma interacțiunii unor factori interni și externi, a unui gradient de potențial chimic care constituie forța motrice a procesului.

Utilizarea, în locul gradientului de potențial chimic, a gradientului de concentrație este justificată, în marea majoritate a cazurilor, prin relația de proporționalitate dintre cele două mărimi.

Un tratament termochimic este caracterizat printr-o complexitate de procese a căror interacțiune are drept rezultat modificarea compoziției chimice a materialului din straturile superficiale ale produsului.

Îmbogățirea superficială simultană cu carbon și azot urmărește să îmbine efectele cementării cu cele ale nitrurării. Pentru aceasta, operația se execută în medii capabile să cedeze atît azot cît și carbon atomic, la temperaturi cuprinse între cea de nitrurare (500—550°C) și cea de carburare (900—950°C).

Prezența simultană a carbonului și azotului modifică structura stratului de difuzie, în funcție de conținuturile acestor elemente. Dintre fazele care se formează, cea mai mare importanță o are carbonitrura hexagonală Fe_{2-3} (N, C), formată pe baza fazei ε (Fe_3N) prin dizolvarea de carbon. Faza γ′ (Fe_4N) se saturează cu carbon și trece în fază carbonitrurică.

Carbonitrurarea de temperatură joasă constă în încălzirea produselor din oțeluri carbon sau aliate de construcție, de scule, sau a produselor din fontă în medii active lichide sau gazoase, capabile să furnizeze azot și carbon la temperaturi inferioare temperaturii de transformare eutectoidă în sistemul Fe—N (591°C), de obicei cuprinsă între 550 și 570°C, în scopul creșterii durității superficiale, a rezistenței la uzură și a rezistenței la oboseală.

Particularitățile acestui procedeu sînt următoarele :

— adsorbția și difuzia elementelor care fac obiectul cementării se fac în matrice pe bază de ferită ;

— la temperaturi scăzute este adsorbit și difuzează în special azotul, astfel încît structurile stratului carbonitrurat sînt asemănătoare structurilor obținute prin nitrurare ;

— prin prezența sa, carbonul favorizează îngustrarea domeniului carbonitrurii γ′ și lărgirea domeniului de existență al carbonitrurii ε ;

— datorită temperaturilor scăzute la care se face menținerea în vederea carbonitrurării, adîncimile de strat obținut după cîteva ore de menținere sînt limitate la maximum 0,3—0,4 mm ;

— temperatura de carbonitrurare fiind situată sub intervalul critic de transformare, atît în timpul încălzirii cît și al răcirii nu au loc transformări în stare solidă, astfel încît pe de o parte răcirea nu are scopul obținerii unor anume structuri (se face de obicei în aer), iar pe de altă parte, modificările produse atît de tensiunile termice, cît și de transformările structurale sînt foarte mici ; după acest procedeu de cementare, piesele sau sculele nu se mai rectifică.

Pentru carbonitrurarea de temperatură joasă în medii lichide (cianizare), se pot utiliza amestecuri de săruri neutre $NaNO_3$, KNO_3, KNO_2 și $NaNO_2$ și săruri care conțin grupe CN—KCN, NaCN, $K_4[Fe(CN)_6]$, $Ca(CN)_2$, cianați alcalini KCNO sau NaCNO—produși din uree $(NH_2)_2CO$ și carbonați alcalini K_2CO_3, Na_2CO_3.

Cianizarea se realizează de obicei în băi de cianizare, care conțin mai frecvent 30—40% NaCN și 30—35% KCNO, la 570°C, timp de 1—3h. În acest caz, se formează un strat de

difuzie cu microduritate superficială de cca 500—800 μm, cu adîncimea de cca 0,15 mm. Aceasta mărește rezistența la oboseală, la uzură și la gripare a oțelului.

După tratamentul în baia de cianizare, rezistența la oboseală a unui oțel aliat crește cu 20—40%, iar cea a unui oțel nealiat cu 30—60%.

După (nitrurare) cianizare, scade brusc coeficientul de frecare. Indepărtarea unui strat subțire (max. 0,01 mm), adică a stratului de carbonitruri, mărește coeficientul de frecare. Acesta indică rezistența mare la uzură a fazei ε de carbonitruri formate pe suprafață. Prin analiză roentgenostructurală pe suprafață, s-au determinat fazele ($Fe_2(N, C)$, $Fe_3(C, N)$, $Fe_4(N)$) și faza α (ultima fază se situează mai adînc decît fazele de carbonitruri, simultan cu nitrura de Fe_4N în exces). Zona superficială de carbonitruri, în cazul grosimii mari a stratului, se distinge prin fragilitate. În regimurile recomandate, însă, grosimea ei variază între 4 și 10 μm. Pentru accelerarea procesului de cianizare la temperatură joasă a diferitelor oțeluri, se poate folosi insuflarea de aer sau oxigen prin băile de cianizare. Datorită acestui fapt se accelerează oxidarea NaCN și KCN pînă la NaCNO și KCNO, ceea ce activează baia. De exemplu, în baia cu diametrul de 600 mm se recomandă să se introducă 700 l/h aer la presiunea de 1,5 atm, iar răcirea pieselor să se realizeze în soluție de NaCl. În acest caz, limita de rezistență la oboseală a oțelurilor nealiate crește cu 80—120%, iar a celor aliate cu 60—80%.

Avînd în vedere scopul urmărit de carbonitrurarea la temperaturi joase, ca și parametrii acesteia, se supun carbonitrurării oțelurile carbon de cementare — în stare normalizată și cele aliate — în stare îmbunătățită, precum și unele oțeluri de îmbunătățire care, indiferent de gradul de aliere anterior carbonitrurării, se îmbunătățesc. În vederea îmbunătățirii, temperatura de revenire înaltă trebuie să fie superioară temperaturii de carbonitrurare, pentru a preîntîmpina eventualele transformări structurale în miezul piesei, care pot produce modificări de formă și abateri dimensionale. În băile de topituri de săruri la oțelurile de construcție, structura stratului carbonitrurat la temperaturi scăzute este asemănătoare stratului nitrurat, fiind formată dintr-un strat de carbonitruri ε Fe_{2-3} (NC) de culoare albă, urmat fiind de o zonă de difuzie. Mărimile acestor zone depind de temperatura și durata carbonitrurării de temperatură joasă în medii lichide, elementul de bază care este adsorbit și difuzează fiind azotul, carbonul saturînd în special stratul de carbonitruri; zona superficială de carbonitruri asigură rezistența la uzură, la oboseală și chiar la coroziune. Caracteristicile de exploatare ale acestor zone depind de plasticitatea și de porozitatea ei. Dacă plasticitatea zonei de compuși este un parametru greu de controlat, avînd în vedere dificultățile de reglare a compoziției fazice a zonei respective, porozitatea depinde în special de factorii tehnologici ai procesului, de temperatură și de timpul de menținere.

Lucrarea se referă la un procedeu de obținere a sărurilor pentru nitrurarea în băi de săruri, pornind de la substanțe ieftine și ușor accesibile, cum sînt ureea, carbonatul de potasiu și carbonatul de sodiu.

Prin acest procedeu se obține un amestec de săruri care, în stare topită, reacționează cu oxigenul, obținîndu-se, pe lîngă alți produși de descompunere, azotul atomic. Azotul atomic difuzează în masa metalului introdus în topitura acestor săruri, producîndu-se fenomenul de nitrurare.

Sărurile de nitrurare obținute prin noul procedeu elimină total aceste dezavantaje prin faptul că toxicitatea este practic mică, baia devine bună de lucru la puțin timp de la încărcarea cu săruri, iar prin folosirea agentului de regenerare sărurile pot fi întrebuințate timp îndelungat în procesul de nitrurare. În timpul folosirii acestor săruri și în timpul regenerării lor, în baia de nitrurare nu se produc variații mari de masă și volum.

Principala problemă care se urmărește în cursul producerii sărurilor de nitrurare este obținerea unei cantități cît mai mari de anion de cianat (OCN^-), care are rol principal în procesul de nitrurare datorită reacției:

$$2OCN^- + 1/2O_2 \rightarrow 2N + C + CO_3^{2-} \quad (1)$$

Procedeul pleacă de la uree și un amestec de carbonați de potasiu p.a. sau de puritate mai scăzută. În funcție de puritatea lor, carbonații se amestecă astfel încît în produsul final să existe 35—38% potasiu și 5—9% sodiu. Experimental s-a constatat că sărurile care asigură astfel cantitățile de potasiu și sodiu au eficiență mai bună la nitrurare. Ureea care intră în reacție, încălzită la temperatura de topire, suferă o serie de transformări. Astfel poate avea loc o eliminare de amoniac (2) sau o reacție de eliminare de apă (3):

$$H_2N-\underset{\underset{O}{\|}}{C}-NH_2 \rightarrow HNCO + NH_3 \quad (2)$$

$$H_2N-\underset{\underset{O}{\|}}{C}-NH_2 \rightarrow H_2N-C\equiv N + H_2O \quad (3)$$

Reacția (2) este prioritară la temperaturi mai scăzute (140—160°C), rezultînd acid cianic și o serie de produși de adiție ai acestuia cu amoniac, uree, acid cianic, cianamidă etc.; se obțin uree, biuret, triuret, acid dicianic, cianat

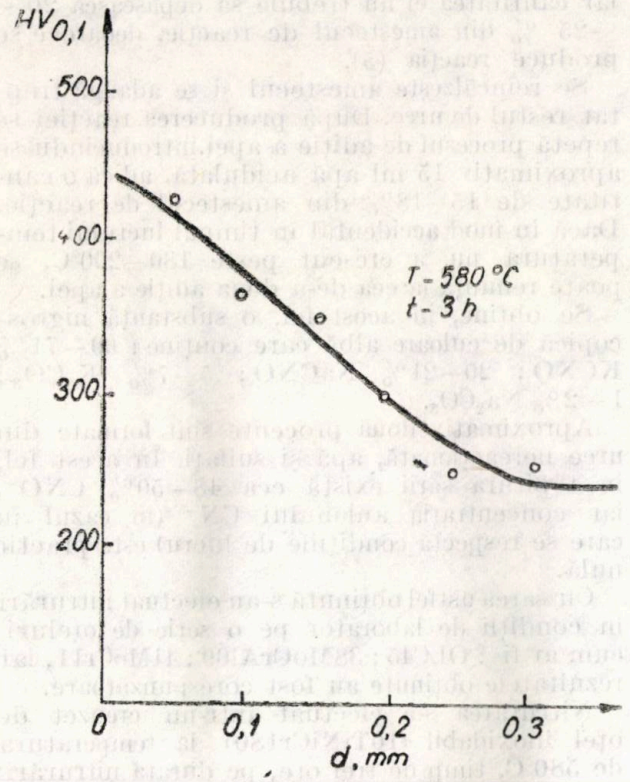


Fig. 1. Variația durității pe adîncimea stratului în cazul oțelului OLC 45, nitrocementat în baie de sare

Fig. 1. Hardeness variation with layer depth for salt bath carbonitrided OLC 45 steel

de iminocarbanil etc. Prin încălzire, ureea, biuretul și triuretul duc, în final, la acid cianic, care este factorul activ în reacție și care reacționează cu carbonați, obținîndu-se cianații conform reacției :

$$4HNCO + CO_3^{2-} \rightarrow 2OCN^- + CO_2 + H_2O \quad (4)$$

Reacția (3) este prioritară la temperaturi mai mari de 200°C, cînd rezultă cianamidă și produși de adiție, numiți baze cianurice care nu sînt dorite în procesul de obținere a sărurilor de nitrurare. Din acest motiv, bazele cianurice sînt transformate printr-un proces invers formării lor, adică prin adiția apei ușor acidulate, cînd se obțin uree, produși de adiție și acid cianic.

Pentru fiecare mol de carbonat care intră în reacție, se asigură 2 sau 2,1 moli de uree. Ureea se introduce în reacție în cantitate dublă față de necesarul stoichiometric, pentru că, la temperaturi mai ridicate, o parte din uree se descompune ; o parte a produșilor rezultați prin reacțiile (2) și (3) și produșii lor de adiție sublimează, iar o parte a cianaților formați intră în reacție cu vaporii de apă rezultați sau cu apa introdusă pentru adiție la bazele cianurice, descompunîndu-se în carbonați, bicarbonați, amoniac și bioxid de carbon conform reacției :

$$4OCN^- + 81/2H_2O \rightarrow CO_3^{2-} + 1\ 1/2\ H_2O +$$

$$+ 2HCO_3^- + 4NH_3 + CO_2 \quad (5)$$

Ureea se adaugă în amestecul de reacție în mod treptat, în cantități mici, încălzirea făcîndu-se la 140—200°C, de preferat 140—160°C.

Exemplu :

Se lucrează cu carbonat de potasiu și sodiu p.a.

Pentru a obține 100 g sare de nitrurare, care să conțină 37% K și 8% Na, se face un amestec de 64—69 g K_2CO_3 și 17—19 g Na_2CO_3.

Separat, se vor cîntări cca 80 g uree, care asigură pentru fiecare mol de carbonat 2—2,1 moli uree ; jumătate din cantitatea de uree se amestecă cu carbonații și sub agitare se încălzește la 140—160°C. Treptat, se introduc în vasul de reacție cantități mici de uree, pînă mai rămîn de adăugat 0,35—0,15 mol.

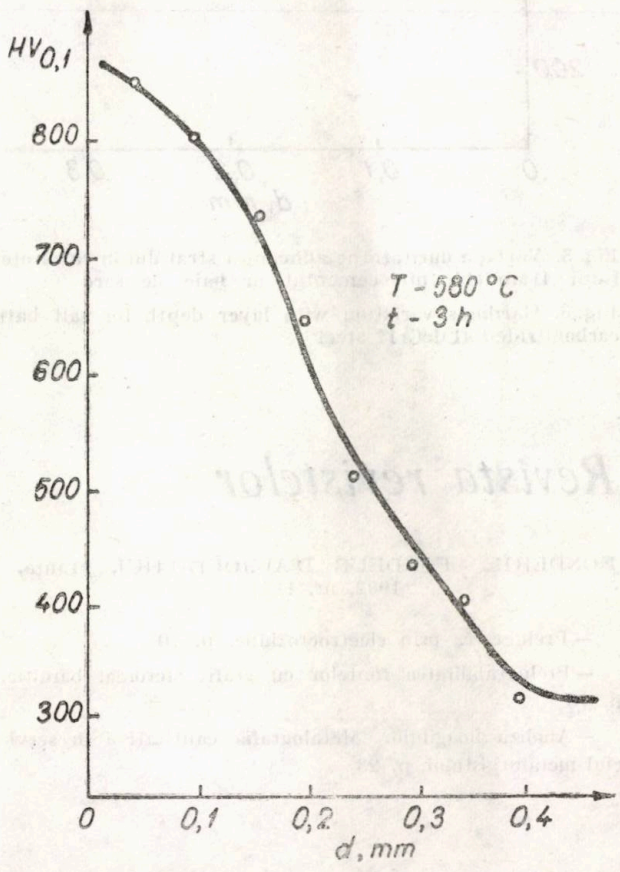


Fig. 2. Variația durității pe adîncimea stratului în cazul oțelului 38MoCrAl09, nitrocementat în baie de sare

Fig. 2. Hardness variation with layer depth for salt bath carbonitrided 38MoCrAl09 steel

În amestecul de reacție se adaugă 25 ml apă ușor acidulată (apa acidulată poate fi o soluție de acid sulfuric 3% cu densitatea 1,010 g/cm³), iar cantitatea ei nu trebuie să depășească 20—25 % din amestecul de reacție, deoarece se produce reacția (5).

Se reîncălzește amestecul și se adaugă treptat restul de uree. După producerea reacției se repetă procesul de adiție a apei, introducîndu-se aproximativ 15 ml apă acidulată, adică o cantitate de 15—18% din amestecul de reacție. Dacă în mod accidental în timpul lucrului temperatura nu a crescut peste 180—200°C, se poate renunța la cea de-a doua adiție a apei.

Se obține, în acest fel, o substanță higroscopică de culoare albă care conține: 69—71% KCNO; 20—21% NaCNO; 5—7% K_2CO_3; 1—2% Na_2CO_3.

Aproximativ două procente sînt formate din uree nereacționată, apă și sulfați. În acest fel, în topitura sării există cca 48—50% CNO^-, iar concentrația anionului CN^- (în cazul în care se respectă condițiile de lucru) este practic nulă.

Cu sarea astfel obținută s-au efectuat nitrurări în condiții de laborator pe o serie de oțeluri, cum ar fi : OLC45 ; 38MoCrA109 ; 41MoCr11, iar rezultatele obținute au fost corespunzătoare.

Nitrurarea s-a efectuat într-un creuzet de oțel inoxidabil (10TiNiCr180) la temperatura de 580°C, timp de trei ore, pe durata nitrurării asigurîndu-se o barbotare cu aer.

Pentru calități de oțel OLC45, s-a obținut o adîncime de strat de ~0,2 mm iar duritatea pe suprafața stratului a fost de ~ 450 unit *HV* (fig. 1).

În cazul oțelului 38MoCrA109, duritatea a fost peste 550 *HV*, iar adîncimea de strat ~ ~0,35 (fig. 2).

Pentru calitatea 41MoCr11, duritatea superficială s-a obținut în jurul valorii de 500 *HV* iar adîncimea stratului nitrurat a fost de ~ ~0,2 mm (fig. 3).

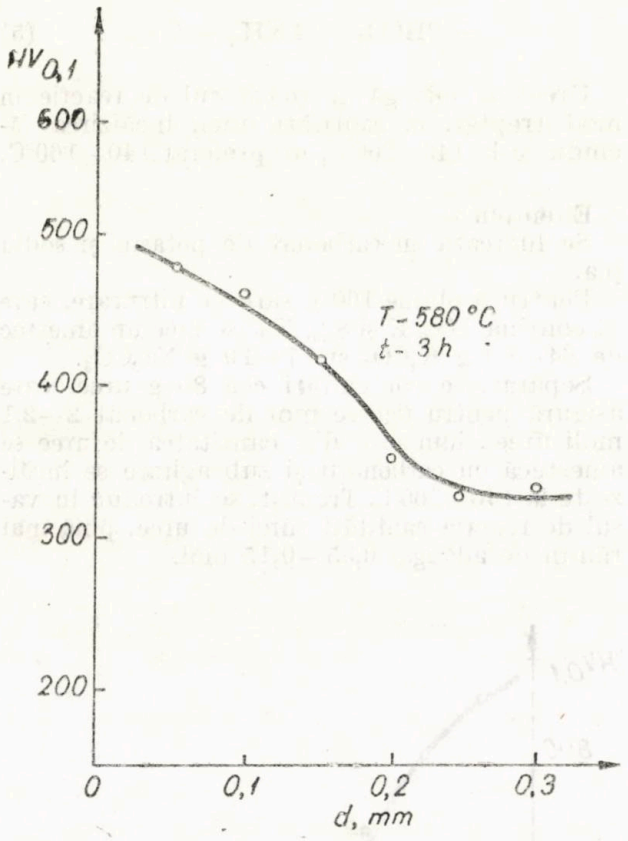


Fig. 3. Variația durității pe adîncimea stratului în cazul oțelului 41MoCr11, nitrocementat în baie de sare

Fig. 3. Hardness variation with layer depth for salt bath carbonitrided 41MoCr11 steel

Revista revistelor

FONDERIE — FONDEUR D'AUJOURD'HUI, Franța, 1992, nr. 117

— Prelucrarea prin electroeroziune, p. 10

— Prelucrabilitatea fontelor cu grafit sferoidal bainitic, p. 18

— Analiza imaginilor. Metalografia cantitativă în serviciul metalurgistului, p. 23

METALLURGICAL SCIENCE AND TECHNOLOGY, Italia, 1992, nr. 1

— Turnarea monocristalină a superaliajelor pe bază de nichel prin solidificare rapidă direcțională, p. 3

— Efecte termice în timpul curgerii plastice în superaliaje pe bază de nichel, p. 10

— Deformarea aliajelor de aluminiu — magneziu, p. 16

— Rezistența la oboseală a îmbinărilor sudate de la filet p. 22

DETERMINAREA STRUCTURII STRATULUI CEMENTAT ÎN FAZĂ LICHIDĂ CU CARBON ŞI VANADIU

Cerc. şt. pr. Gh. Nica
S.C. Presum Proiect S.A. Iaşi

C.Z. : 620.18.001.891

Introducere

Compoziţia chimică a stratului cementat cu carbon şi vanadiu determină natura şi succesiunea structurilor din margine spre interior, corespunzător diagramelor structurale de echilibru Fe—C, Fe—V sau Fe—C—V şi în funcţie de tipul procedeului tehnologic aplicat.

O particularitate a elementelor de cementare utilizate în experimentări o constituie faptul că atît carbonul cît şi vanadiul formează cu fierul soluţii solide interstiţiale [1], [2], [3], care ajung mult mai repede la saturaţie pentru concentraţii reduse, peste care formează compuşi chimici de tipul carburilor.

Determinarea microstructurii stratului cementat cu carbon şi vanadiu în fază lichidă, a pieselor din oţel s-a efectuat cu ajutorul microscopiei optice şi electronice şi a difracţiilor de raze X, precum şi cu microsonda electronică.

Determinarea microstructurii stratului cementat cu ajutorul microscopiei electronice şi al difracţiei electronice — metoda de investigare

Studiul s-a efectuat cu ajutorul unui microscop electronic de transmisie tip JEM 100 CX la o tensiune de accelerare de 100 kV.

S-au efectuat micrografii de măriri în intervalul X 2000 — X 50 000. Imaginile convenţionale de microscopie electronică au fost completate cu imagini de difracţie electronică pentru identificarea constituenţilor.

Studiul s-a efectuat pe replici duble (celuloid + carbon) preparate prin tehnica uzuală de obţinere după cum urmează : şliful metalografic, pregătit pentru observarea la microscopul optic, s-a atacat cu nital 4% (un atac puternic pentru a scoate în relief diferenţele morfologice structurale).

Pe suprafaţa atacată, s-a aplicat un strat subţire de celuloid impregnat în acetonă, după care s-a presat mecanic conturul şlifului şi s-a lăsat un timp pentru uscare pentru ca în final să se desprindă prin tragere.

Amprenta astfel pregătită s-a acoperit cu un strat de carbon şi apoi cu un alt strat de wolfram (prin tehnica vidului într-un evaporator), pentru umbrirea replicii, proces ce contribuie la creşterea contrastului cînd are loc analiza pe microscop.

Replicile astfel obţinute s-au secţionat în pătrate cu latura de 3 mm şi s-au introdus într-o baie de acetonă pentru dizolvarea suportului ; se culeg apoi pe grilă, se usucă pe hîrtiile de filtru şi se introduc în camerele suport ale microscopului electronic. Camerele suport sînt prevăzute cu un goniometru ce dă posibilitatea aparatului să încline proba cu un unghi de ≤ 60°, astfel încît să se obţină condiţia necesară difracţiei electronice pe o familie de planuri cristaline (condiţia de reflexie Bragg).

Pe baza unui algoritm de lucru cu ajutorul calculatorului electronic, se verifică unghiurile obţinute prin program cu cele măsurate pe imaginile de difracţie electronică.

Pentru identificarea constituentului metalografic propus trebuie să corespundă atît distanţele interplanare cît şi unghiurile dintre planele cristalografice.

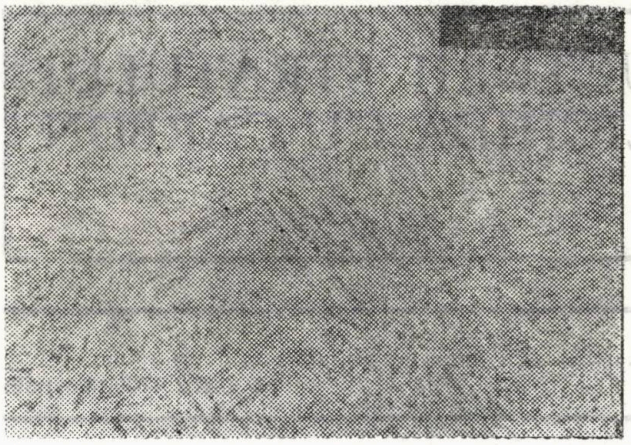
În continuare sînt prezentate imagini de compoziţie pe microsctructurile unor şlifuri pregătite la care s-a utilizat metoda de indexare a imaginilor de difracţie electronică.

În figura 1 se prezintă microstructura stratului cementat cu carbon şi vanadiu în faza lichidă a unei piese din oţel 20G1FL.

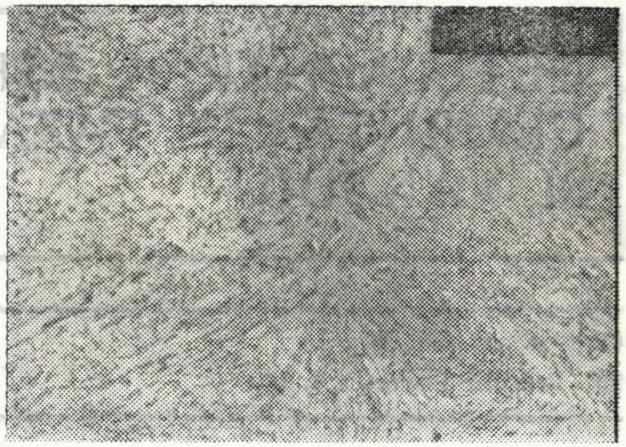
Pentru cementare s-a utilizat pasta PB4 [4], compoziţia chimică a oţelului fiind conform GOST 977—75, iar temperatura de turnare T = 1580°C.

În figura 2 se prezintă imaginile de difracţie electronică pentru identificarea constituenţilor metalografici (microstructurile d şi e).

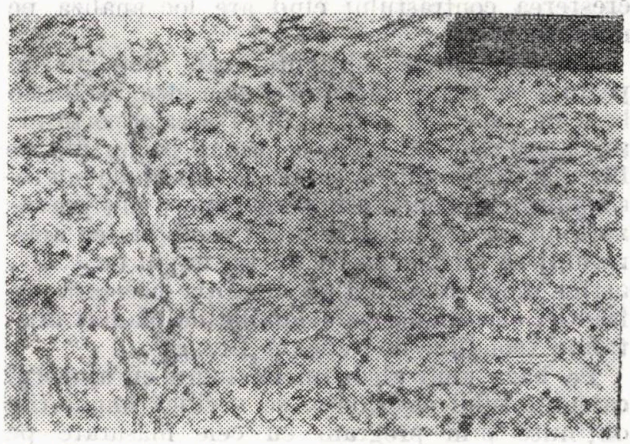
În tabelul 1 se prezintă formele geometrice ale planelor evidenţiate prin imaginile de difracţie electronică, precum şi distanţele interplanare calculate şi comparate conform fişelor ASTM (constanta de difracţie K = 2,32).



a



b



c

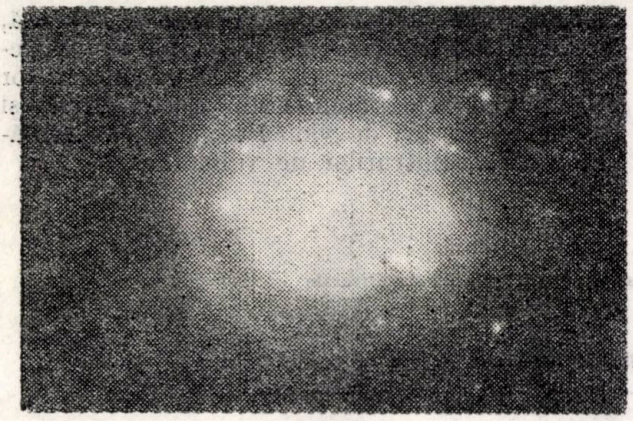
d

e

Fig. 1. Microstructura stratului unor piese cementate în fază lichidă din oțel 20G1FL

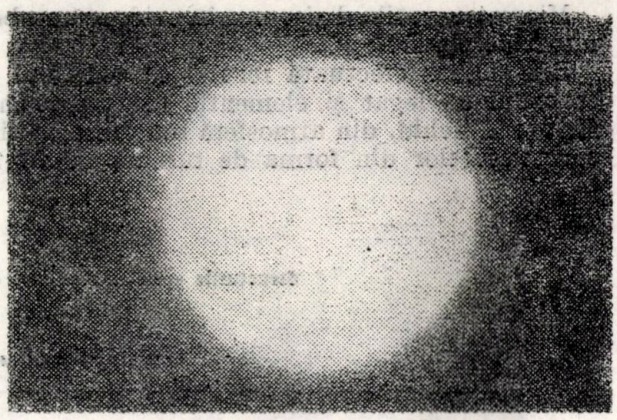
f

Fig. 1. Microstructures of liquid phase carburized layer on 20G1FL steel



a

Fig. 2. Imaginile de difracţie electronică pentru identificarea constituenţilor metalografici (d, e)



b

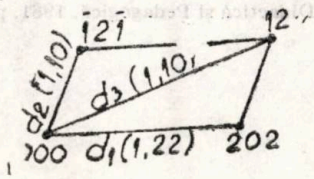
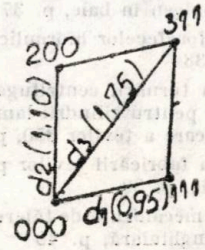
Fig. 2. Electron diffraction images for metallographic constituents identification (d,e)

Tabelul 1

Reprezentările geometrice ale planelor evidenţiate prin imaginile de difracţie electronică

Table 1

Geometrie images of electron diffraction emphasized planes

Reprezentarea geometrică a planelor de difracţie	Distanţele interplanare d_1, d_2, d_3 şi indicii planului h, k, l			
	d măsurat cm	d calculat Å	ASTM Å	h k l
	d_1=1,22	d_1=1,90	d_1=1,878	2 0 2
	d_2=1,10	d_2=2,10	d_2=2,107	$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$
	d_3=1,10	d_3=2,10	d_3=2,107	1 2 1
	d_1=0,95	d_1=2,44	d_1 1,090	1 1 1
	d_2=1,10	d_2=2,10	d_2=1,330	2 0 0
	d_3=1,75	d_3=1,32	d_3=1,760	3 1 1

În tabelul 2 se prezintă structurile posibile, rezultate din imaginile de difracţie, conform microstructurilor prezentate.

Interpretarea rezultatelor

În microstructurile prezentate se observă martensita şi troostita de revenire care are aspectul constituenţilor specifici de revenire (cu toate că piesele au structura brută de turnare), conform figurii 1, a şi b.

Se mai observă lamele fine de ferită şi carburi predominant globulare, iar izolat se evidenţiază austenita reziduală netransformată (insule albe răzleţe) c, d şi e, f.

Microstructurile d și e pun în evidență carburi de tipul $Fe_3(CN)$.

Din analiza efectuată rezultă că vanadiul și carbonul au legat și elementul azot, provenit din oțelul lichid, din atmosferă sau din reacțiile componentelor din forma de turnare cu pasta de cementare și cu azotul din atmosfera gazoasă, rezultînd constituenți metalografici cu structuri foarte complexe, de tipul carbonitrurilor $Fe_3(CN)$ cu rețea asemănătoare cementitei și carburi și nitruri de vanadiu cu rețea asemănătoare carbonitrurilor de vanadiu.

Tabelul 2

Structurile posibile rezultate din interpretarea imaginilor de difracție

Table 2

Possible structures according to difraction images

Microstructura și imaginea de difracție	Structuri posibile	Sistem de cristalizare și parametrii rețelei Å
e, f	Carbonitruri de tipul cementitei $Fe_3(CN)$	Sistem ortorombic $a_0 = 4,524$ $b_0 = 5,088$ $c_0 = 6,741$
d, g	Carburi și nitruri de vanadiu (VC, VN) VC — VN —	Ambii constituenți cristalizează în sistem cubic cu fețe centrate : sistem cubic $a_0 = 4,16$ sistem cubic $a_0 = 4,291$

BIBLIOGRAFIE

[1] Hopulele, I., Alexandru, L., Găluşcă D. *Tratamente termice și termo-chimice*, vol. I — I.P. Iași, 1983, p. 255

[2] Dulămiță, T., Florian E. *Tratamente termice și termochimice*. București, Editura Didactică și Pedagogică 1982, p. 370.

[3] Vermeșan, E. *Chimie metalurgică*. București Editura Didactică și Pedagogică, 1981, p. 466.

Revista revistelor

Ciornaia metallurghiia Cermetinformații, C.S.I., 1992, nr. 4

— Situația capacităților de producție din industria cocsochimică, pe plan mondial, p. 3

— Îmbunătățirea calității și fiabilității cablurilor din oțel, p. 8

— Scheme tehnologice de îmbogățire la fabrica de îmbogățire — concasare din Abacansk, p. 26

— Uzura corpurilor de măcinat din fontă, p. 28

— Neuniformitatea periferică a funcționării furnalului cu volum mare, p. 30

— Obținerea zgurii îmbogățite cu conținut de vanadiu pentru elaborarea aliajelor cu vanadiu, p. 32

— Elaborarea tehnologiei de măcinare a silicocalciului pentru rafinarea metalului în afara cuptorului, p. 34

— Funcționarea cuptorului Martin cu o intensitate scăzută a insuflării de oxigen în baie, p. 37

— Studierea foarfecelor hidraulice pentru tăierea deșeurilor de metal, p. 38

— Tehnologia turnării centrifugale electrice sub zgură a semifabricatelor pentru cilindrii laminoarelor de calibrare de la linia de fabricare a țevilor 350, p. 38

— Experiența fabricării țevilor pentru cazane cu nervuri interne elicoidale, p. 39

— Instalație mecanizată de tăiere cu oxigen a țaglelor cu secțiune dreptunghiulară, p. 40

PARTICULARITĂȚILE OBȚINERII PIESELOR TURNATE ÎN FORME RIGIDIZATE PRIN ÎNGHEȚARE

Dr. ing. S. Cocolaș
Dr. ing. I. Chira
Institutul Politehnic București
Fizician Șt. Crăciun
Ing. N. Filip
I.P.S.C. — S.A. București

C.Z. : 621.74.041.621.59

Generalități

În ultimii douăzeci de ani, în domeniul realizării pieselor turnate s-a constatat o tendință de a înlocui amestecurile clasice (pe bază de lianți — la o utilizare ulterioară a amestecului este necesară operația de regenerare) cu diferite procedee noi de formare numai cu nisip. Dintre aceste tehnologii fac parte procedeul V (forme vidate, cu folie), procedeul POLICAST (REPLICAST), procedeul de rigidizare prin înghețare (criogen) și altele.

Prezenta lucrare se referă la particularitățile care apar la tehnologia de realizare a pieselor turnate în forme solidizate prin înghețare.

Aspectele teoretice și practice abordate vor privi fazele principale parcurse pentru realizarea pieselor turnate, și anume : realizarea formelor, solidizarea formelor prin înghețare, turnarea aliajului lichid și solidificarea, proprietățile mecanice ale pieselor turnate, aspectele economice ale procedeului.

Rețete de amestecuri

Pentru realizarea formelor clasice sînt utilizate ca materii prime : un component granular (nisip), un liant (lichid sau solid) și un solvent (de ex. apa) numai atunci cînd liantul este solid. Proprietățile amestecurilor de formare depind în cea mai mare măsură de pelicula de liant care îmbracă corpul granular (fig. 1, a).

În anul 1975 a fost experimentat în Anglia un nou procedeu de confecționare a formelor din nisip spălat (umezit) sau din nisip spălat (umezit) cu un procent scăzut de liant [1]; apa dispusă intergranular și pelicular, transformîndu-se ulterior în gheață, realizează consolidarea formei cu rezistențe mecanice suficiente pentru restul procesului tehnologic (fig. 1, b).

Corpul granular utilizat la prepararea amestecurilor este în majoritatea cazurilor nisipul cuarțos, dar pentru piesele turnate din oțel se poate folosi șamota, olivina, cromitul sau zirconiul.

În cazul cînd demularea modelului se realizează înaintea operației de rigidizare criogenă, în amestec se pot utiliza cantități mici (1 — —3%) de lianți clasici (de ex. : bentonită, argilă, dextrină etc.) pentru mărirea rezistenței la crud.

Liantul propriu-zis al amestecului, apa, se introduce între 1 și 10%.

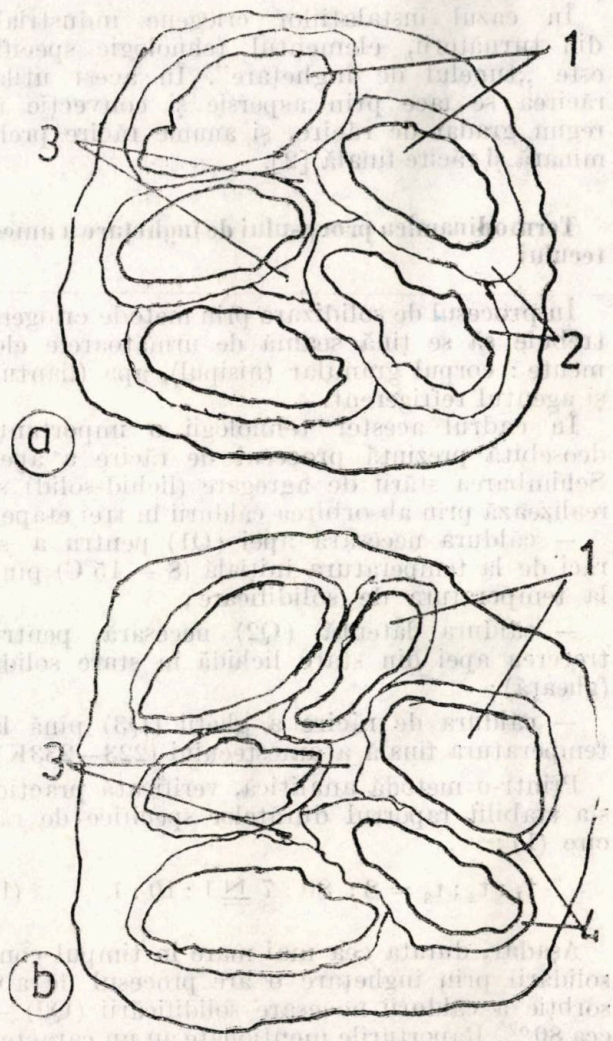


Fig. 1. — Reprezentarea schematică a amestecului de formare : a) în varianta clasică ; b) la solidizarea criogenă ; 1 — — corp granular ; 2 — peliculă de liant ; 3 — spații intergranulare ; 4 — peliculă de apă (apă + liant) solidizată prin metode criogene

Fig. 1. Schematic diagrams of mould sands : a) traditional sand ; b) cryogenic consolidated mould :
1 — sand grain ; 2 — binder film ; 3 — grain boundarisaes
4 — freezed water film (water + binder)

Tehnologii de rigidizare criogenă

În prezent, pe plan mondial, pentru consolidarea criogenă a formelor, se folosesc diferiți agenți refrigerenți lichizi, precum aerul, azotul sau dioxidul de carbon. Dintre aceștia, cel mai utilizat este azotul lichid, el rezultînd în cantități industriale de la fabricile de oxigen lichid (tehnic). Răcirea amestecului de formare (nisip + apă) se poate realiza pe următoarele căi :

— prin *aspersie* (pulverizarea agentului pe suprafața activă a formei) ;
— prin *convecție* (în atmosferă de vapori) ;
— prin *imersie* (scufundare în agentul lichid) ;
— prin *tehnoconducție* (transfer termic de la sursa mai rece sau prin combinarea metodelor prezentate.

În cazul instalațiilor criogene industriale din turnătorii, elementul tehnologic specific este „tunelul de înghețare". În acest utilaj răcirea se face prin aspersie și convecție în regim gradat de răcire, și anume răcire preliminară și răcire finală [2].

Termodinamica procesului de înghețare a amestecului

În procesul de solidizare prin metode criogene trebuie să se țină seamă de următoarele elemente : corpul granular (nisipul), apa (liantul) și agentul refrigerent.

În cadrul acestei tehnologii o importanță deosebită prezintă procesul de răcire a apei. Schimbarea stării de agregare (lichid-solid) se realizează prin absorbirea căldurii în trei etape :

— căldura necesară apei (Q1) pentru a se răci de la temperatura inițială (8 — 15°C) pînă la temperatura de solidificare ;

— căldura latentă (Q2) necesară pentru trecerea apei din stare lichidă în stare solidă (gheață) ;

— căldura de răcire a gheții (Q3) pînă la temperatura finală a amestecului (223—233K).

Printr-o metodă analitică, verificată practic, s-a stabilit raportul duratelor specifice de răcire (1) :

$$t_1 : t_2 : t_3 = 8 ; 80 : 7 \underline{\underline{N}} 1 : 10 : 1 \qquad (1)$$

Așadar, durata cea mai mare în timpul consolidării prin înghețare o are procesul de absorbție a căldurii necesare solidificării (Q2) — cca 80%. Raporturile menționate au un caracter orientativ, valorile absolute trebuind riguros determinate pentru fiecare tip de amestec studiat.

Pentru diminuarea duratei etapei a doua (t2), în Japonia s-a propus o metodă care asigură obținerea „nisipului peliculizat", cu un film subțire de apă înghețată [3].

În vederea realizării formelor înghețate, ne propunem să studiem termodinamica procesului criogen cînd utilizăm drept component granular nisipul cuarțos de Aghireș, umezit (cu 4 sau 6% apă), la care se poate adăuga bentonită (de Valea Chiuarului), în vederea creșterii plasticității amestecului.

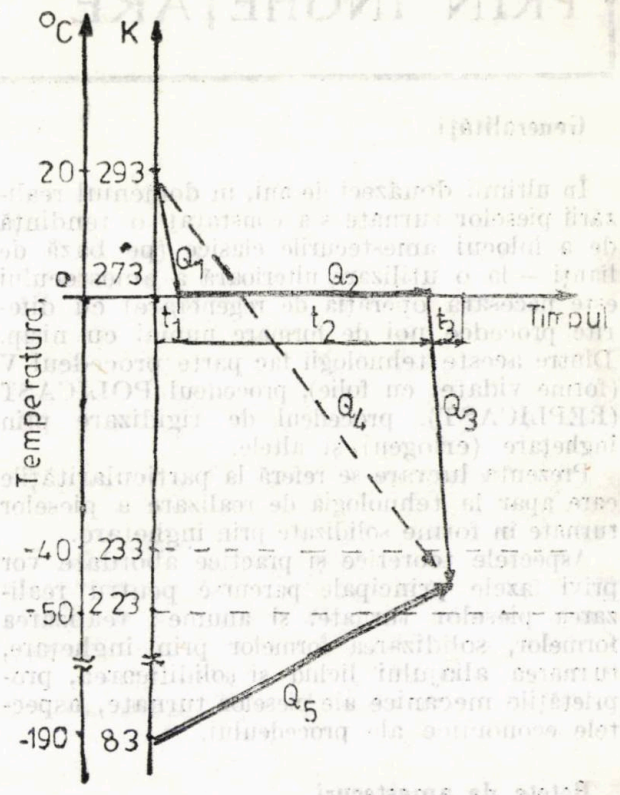


Fig. 2. — Schimbul de căldură realizat în timpul rigidizării cu ajutorul azotului (lichid), folosit ca agent refrigerent
Q1 — căldura absorbită pentru răcirea apei ;
Q2 — căldura latentă de solidificare a apei ;
Q3 — căldura de răcire a gheții ;
Q4 — căldura de răcire a componentului granular ;
Q5 — căldura cedată de agentul refrigerent (azot lichid)

Fig. 2. Heat exchange during consolidation with liquid nitrogen as freezing agent ;
Q1 — absorbed heat for water cooling ;
Q2 — water solidification heat ;
Q3 — ice cooling heat ;
Q4 — grain component cooling heat ;
Q5 — the heat given up by the freezing agent (liquid nitrogen

În cazul montajului experimental, agentul refrigerent ales a fost azotul lichid, iar răcirea amestecului s-a realizat prin termoconducție [4].

Analizînd datele prezentate în figura 3, se pot trage următoarele concluzii privind particularitățile transferului termic :

— o dată cu creșterea cantității de apă (cu 2%), se obține o subrăcire de cca 15K ;

— prin adăugarea unei cantități mici de liant (bentonită) se observă o diminuare a subrăcirii, fapt pus pe seama legării chimice a unei părți din apă de către liant.

Consumul global de frig * pentru înghețarea amestecurilor de formare

Consumul global de frig pentru solidizarea criogenă a amestecurilor depinde de două grupe mari de parametri, și anume de :

— proprietățile termofizice ale amestecurilor ;

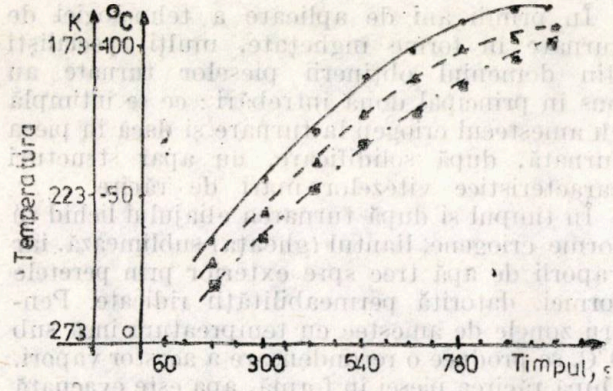


Fig. 3. — Gradientul de temperatură, la 20 mm față de agentul refrigerent, pentru diferite amestecuri de formare ; a) amestec — nisip + 4 % apă ; b) amestec — nisip + 6 % apă ; c) amestec nisip + 6 % apă + 3 % bentonită

Fig. 3. The temperature gradient, at 20 mm distance from the cooling agent, for various moulding sands :
a) — sand + 4 % water ; b) sand + 6 % water ; c) — sand + 6 % water + 3 % bentonite

— caracteristicile regimului de transfer termic.

După cum s-a arătat, cca 80% din consumul de frig este necesar procesului de solidificare a apei la 0°C. Totodată, pentru același tip de amestec, consumul de frig este proporțional cu conținutul mediu de apă din sistem.

Astfel, de exemplu pentru un amestec standard având component granular — nisip (cu granulația de 1 — 3 mm) 100%, pentru a coborî temperatura unui volum de 1 m³ de amestec de la 288 la 263 K, este necesar un consum specific de frig de :

— 1600 kcal pentru o umiditate de 10% ;

— 39000 kcal pentru o umiditate de 35% (din care : 30800 kcal necesară solidificării și răcirii gheții și 8200 kcal pentru răcirea componentului granular) ;

— 50000 kcal pentru o umiditate de 50%.

Dacă se notează cu „q" consumul total de frig pentru volumul unitar de amestec de formare criogen, consumul global necesar de frig Q va fi :

$$Q = q \cdot V(kcal) \qquad (2)$$

unde V reprezintă volumul de amestec de formare, m³.

Capacitatea de transfer termic al instalației criogene, Q, depinde de suprafața totală de schimb de căldură F(m²) și sarcina termică specifică K (kcal /m²h) :

$$Qi = F \times K \ (kcal/h), \qquad (3)$$

Sarcina termică variază cu timpul, la început fiind maximă (cca 700—900 kcal/m² · h) și ea scade o dată cu mărirea grosimii de perete înghețat al formei (cca 125—150 kcal/m² · h).

Trecînd de la consumul global de frig la consumul de agent refrigerent raportat la t.p. b.t., se poate da ca exemplu faptul că la procedeul EFFSET se consumă 300 kg azot lichid.

Realizarea demulării la formele criogene

Noul procedeu special de formare-turnare folosește în principiu aceeași S.D.V.-istică ca și procedeul clasic de turnare, dar apare ca foarte importantă operația de demulare. Acest lucru se datorește faptului că apa înghețată, prezentă în sistem, realizează pe de o parte o aderare puternică la suprafața modelului, iar pe de altă parte apar forțe de frecare mari la suprafața de demulare, din cauza măririi specifice de volum al apei la înghețare.

Această problemă a demulării nu a fost rezolvată integral la scară industrială, soluțiile brevetate neprecizînd clar particularitățile și condițiile tehnologice necesare extragerii modelului din formă. Ca urmare, considerăm utilă expunerea în continuare a unor încercări de laborator pe baza cărora se pot formula o serie de precizări.

În scopul studierii influențelor diferitelor materiale de acoperire a suprafeței modelului, asupra efortului necesar pentru demulare, s-a construit un model experimental [5] a cărui suprafață (transversală laterală sau transversală + laterală) a fost protejată cu : glicerină, amestec de 50% apă + 50% glicerină, stearat de calciu, produs lichid tip OMIX 90 (Polonia) și ulei siliconic.

Analizînd datele obținute în fază de laborator, se pot face următoarele precizări :

— efortul de demulare crește o dată cu mărirea umidității amestecului ;

— în cazul în care modelul experimental nu este protejat, la un amestec cu 3% apă, forța de demulare este de cca 160 N ;

— prin utilizarea materialelor auxiliare la acoperirea modelului, forța de demulare scade, valorile fiind cuprinse în intervalul 100—30 N (stearat de calciu, glicerină, produs OMIX 90 și ulei siliconic).

Aceste date experimentale pledează pentru studierea și găsirea unor soluții practice necesare la aplicarea industrială a noii tehnologii.

* Prin „consum de frig" se înțelege căldura pe care o cedează azotul lichid (de la −180°C) formei, pentru rigidizare pînă la temperaturi de cca −40 .... −50°C

Proprietățile amestecurilor solidizate criogen

Cercetările experimentale asupra proprietăților mecanice ale amestecurilor de formare solidizate prin înghețare au confirmat caracterul elasto-plastic-viscos la solicitări al acestui material. Deci, rezistența mecanică a amestecurilor criogene este condiționată de forțele de adeziune dintre componentele acestora, și anume : nisipul, gheața și apa neînghețată.

În urma cercetărilor experimentale s-a ajuns la concluzia că, în timp, la eforturi unitare constante, procesul de deformare (întindere, compresiune, forfecare) este tipic de curgere.

În legătură cu rezistența mecanică a acestui tip de amestec nou, literatura de specialitate prezintă numeroase date experimentale, autorii selecționînd anumite aspecte, dintre care amintim :

— la utilizarea unor componenți refractari diferiți se constată o creștere a rezistenței mecanice (Rc) cu cca 20% [de ex. Rc (nisip cuarțos) = 10 MPa, iar Rc (nisip zirconic) = = 8 MPa — în aceleași condiții : $T = 222$K și $w = 5\%$] ;

— la creșterea procentului de apă la același tip de amestec (în intervalul 1,5 — 5%) se constată o mărire a rezistenței (Rc) de cca 6—8 ori ;

— prin introducerea de liant (1 — 3%) în amestecul de tip criogen (nisip + apă) se constată o scădere a rezistenței la compresiune (de ex. la un amestec cu w = 4% ; liant = 2% ; la T = 260 K, se obține Rc = 2,5MPa ; 0,1 MPa = = 1 daN/cm²) ; această comportare se explică prin faptul că o parte din apa existentă în sistem participă la formarea peliculei de liant.

Aceste aspecte duc la concluzia că este necesară o bună aprofundare a aspectelor termofizice ale amestecului, reflectate de proprietăți și de randamentul de înghețare.

O altă proprietate a amestecurilor de formare criogene care trebuie studiată este premeabilitatea. Dacă se ia spre comparație permeabilitatea unui amestec cu silicat de sodiu (întărirea se realizează prin insuflare de CO_2), $P_6 \simeq 170$ u.p. și a unui nisip nou, umezit, $P_2 = 50$ u.p. față de diferite amestecuri criogene se constată următoarele : permeabilitatea se mărește o dată cu granulația amestecului utilizat și cu creșterea timpului de menținere a amestecului la o temperatură constantă de răcire.

Permeabilitatea unui asemenea amestec criogen (nisip cuarțos cu granulația 55 A.F.S. + 5% w + 3% liant ; T = 210 K) este de 250 u.p. iar în cazul înlocuirii nisipului cu cel zirconic se obține o micșorare a acestei valori la P = 10 u.p.

Creșterea permeabilității cu micșorarea în continuare a temperaturii de înghețare se explică prin scăderea viscozității și densității aerului filtrat. Ca urmare, la formele cu o porozitate mai mică se poate aștepta, după operația de înghețare, o creștere substanțială a permeabilității relative ca urmare a creșterii suprafeței de schimb de căldură între aer și granulele răcite de nisip.

Turnarea și solidificarea aliajelor în forme criogene

În primii ani de aplicare a tehnologiei de turnare în forme înghețate, mulți specialiști din domeniul obținerii pieselor turnate au pus în principal două întrebări : ce se întîmplă cu amestecul criogen la turnare și dacă în piesa turnată, după solidificare, nu apar structuri caracteristice vitezelor mari de răcire.

În timpul și după turnarea aliajului lichid în forme criogene, liantul (gheața) sublimează, iar vaporii de apă trec spre exterior prin peretele formei, datorită permeabilității ridicate. Pentru zonele de amestec cu tempreatura încă sub 0°C, se produce o recondensare a acestor vapori. După răcirea piesei în formă, apa este evacuată aproape în totalitate din sistem, iar temperatura finală a componentului granular este cuprinsă între 10 și 60°C.

Autorii au urmărit procesul de răcire a unei fonte cenușii, care s-a turnat simultan în două probe cilindrice (Ø60 × 180 mm), răcirea probelor fiind efectuată în condiții diferite : în formă clasică, crudă (nisip + bentonită + apă) și într-o formă criogenă (nisip + apă ; agentul de răcire a fost azotul lichid). Curbele de răcire caracteristice aliajului în cele două cazuri sînt prezentate în figura 4.

Analizînd curbele de răcire prezentate se pot face următoarele precizări :

— reacția eutectică are loc la aceeași temperatură, dar dimensiunea palierului este la forma criogenă de cinci ori mai mare decît la forma clasică ;

— după cum se observă, curbele de răcire sînt deplasate ; la forma clasică reacția eutectică începe după cca 70 s, pe cînd la forma criogenă la cca 340 s.

După aceste constatări s-a trecut la analiza metalografică a structurii celor două probe, dar nu s-au remarcat structuri anormale.

Din această cauză s-a trecut în etapa următoare la turnarea simultană a unei fonte cenușii în forme obișnuite (clasice crude) și speciale (criogene) pentru grosimi de perete între 5 și 50 mm (proba pană și cea în trepte). În tabelul 1 este prezentată analiza metalografică la probele tip treaptă pentru cele două cazuri studiate (conform STAS 6905-87 „Structuri etalon pentru piesele turnate din fontă").

Studiind aceste date se remarcă :

— tendința de finisare a lamelelor de grafit la turnarea în forme criogene ;

— creșterea cantității de ferită din structură, iar la grosimi mici de perete (10—15 mm), eli-

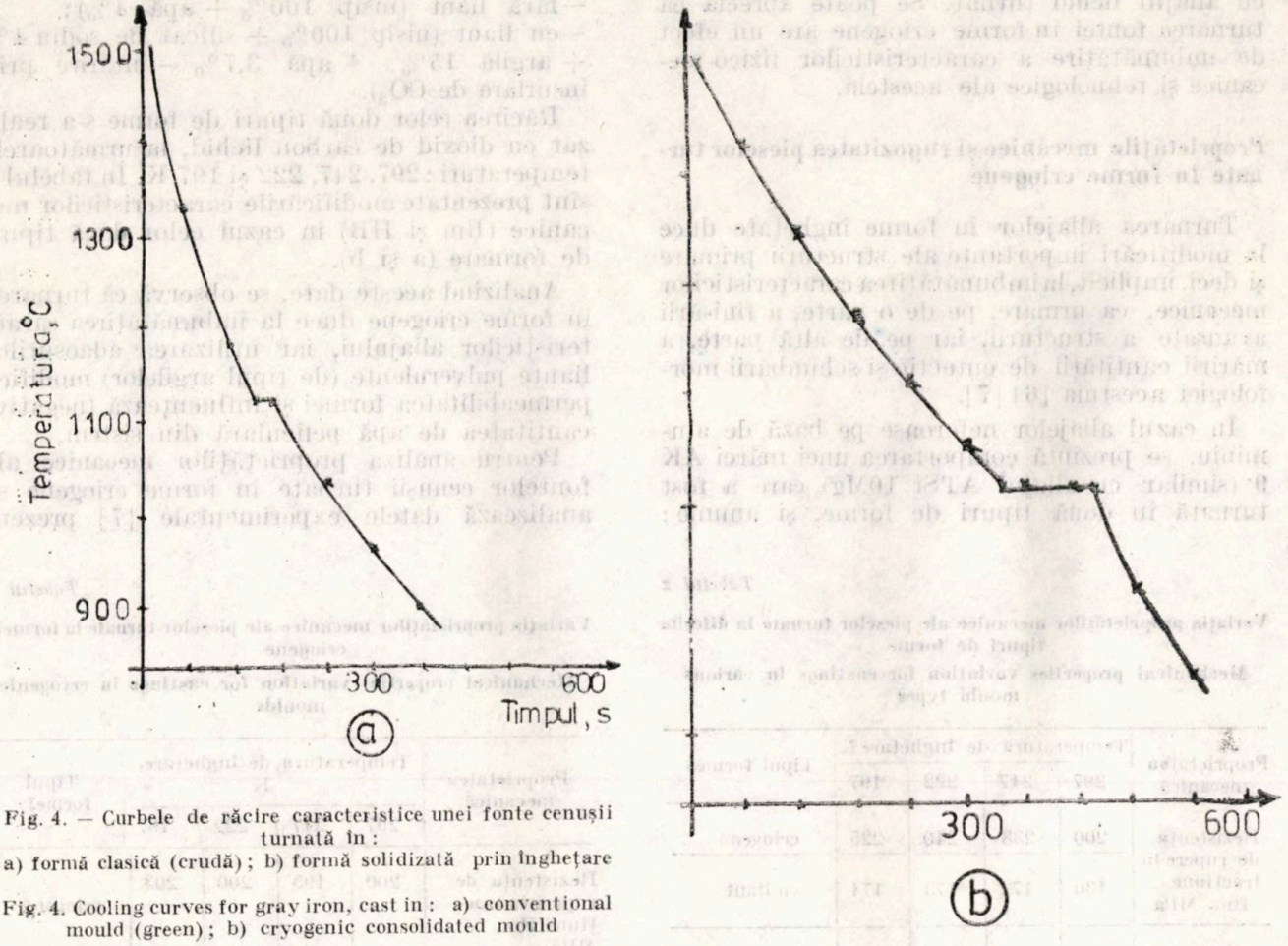


Fig. 4. — Curbele de răcire caracteristice unei fonte cenușii turnată în :
a) formă clasică (crudă) ; b) formă solidizată prin înghețare

Fig. 4. Cooling curves for gray iron, cast in : a) conventional mould (green) ; b) cryogenic consolidated mould

Tabelul 1

Analiza metalografică la probele de tip treaptă
Metallographic analysis of step-type samples

Grosimea de perete, mm	Analiza grafitului		Compoziția masei metalice de bază, %			Tipul formei
	G, %	GL	F	P	C (K liberă)	
10	10	GL5—GL6	10—30	70—80	—	clasică (crudă)
15	10—15	GL6	30—50	50—70	—	
25	10—15	GL7	30—50	50—70	—	
35	10—15	GL7	30—50	50—70	—	
50	15	—L7	70—90	10—30	—	
10	10	GL5—GL6	30—50	50—70	—	criogenă
15	10—15	GL6	30—50	50—70	—	
25	10—15	GL7	30—50	50—70	—	
35	10—15	GL7	30—50	50—70	—	
50	15	GL7	70—90	10—30	—	

minarea cementitei libere, în cazul formelor speciale studiate.

Finisarea grafitului se datorește vitezei de răcire la solidificarea în forme criogene, în timpul transformării primare eutectice, fără să depășească limita critică de apariție a cementitei libere. Tendința de feritizare, produsă în timpul transformării secundare eutectoide, este explicată prin scăderea relativă a vitezei de răcire, ca urmare a prezenței filmului izolator de vapori, rezultat în urma sublimării gheții din forma criogenă, în zona de contact a acesteia

cu aliajul lichid turnat. Se poate aprecia că turnarea fontei în forme criogene are un efect de îmbunătățire a caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice ale acesteia.

Proprietățile mecanice și rugozitatea pieselor turnate în forme criogene

Turnarea aliajelor în forme înghețate duce la modificări importante ale structurii primare și deci, implicit, la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice, ca urmare, pe de o parte, a finisării avansate a structurii, iar pe de altă parte, a măririi cantității de eutectic și schimbării morfologiei acestuia [6] [7].

În cazul aliajelor neferoase pe bază de aluminiu, se prezintă comportarea unei mărci AK 9 (similar cu aliajul ATSi 10Mg) care a fost turnată în două tipuri de forme, și anume:

—fără liant (nisip 100% + apă 4%);
—cu liant (nisip 100% + silicat de sodiu 4% + argilă 15% + apă 3,7% — întărire prin insuflare de CO_2).

Răcirea celor două tipuri de forme s-a realizat cu dioxid de carbon lichid, la următoarele temperaturi: 297, 247, 222 și 197 K. În tabelul 2 sînt prezentate modificările caracteristicilor mecanice (Rm și HB) în cazul celor două tipuri de formare (a și b).

Analizînd aceste date, se observă că turnarea în forme criogene duce la îmbunătățirea caracteristicilor aliajului, iar utilizarea adaosurilor liante pulverulente (de tipul argilelor) modifică permeabilitatea formei și influențează (negativ) cantitatea de apă peliculară din sistem.

Pentru analiza proprietăților mecanice ale fontelor cenușii turnate în forme criogene se analizează datele experimentale [7] prezen-

Tabelul 2

Variația proprietăților mecanice ale pieselor turnate la diferite tipuri de forme

Mechanical properties variation for castings in various mould types

Proprietatea mecanică	Temperatura de înghețare K				Tipul formei
	297	247	222	197	
Rezistența de rupere la tracțiune Rm, MPa	200	238	240	225	criogenă
	130	172	173	174	cu liant
Duritatea, HB	71	88	89	90	criogenă
	60	77	79	77	cu liant

Tabelul 3

Variația proprietăților mecanice ale pieselor turnate la formele criogene

Mechanical properties variation for castings in cryogenie moulds

Proprietatea mecanică	Temperatura de înghețare, K				Tipul formei
	297	247	222	197	
Rezistența de rupere la tracțiune Rm, MPa	200	195	200	203	criogenă
Duritatea, HB	196	192	206	204	

Tabelul 4

Analiza comparativă a unor procedee de formare [2]

Comparative analysis of various moulding procedures

Parametrul sau indicele analizat	Procedeul de turnare				
	Clasic, forme crude	Clasic silicat + CO_2	cu rășini sintetice în: cutii reci	cutii calde	EFFSET, în forme criogene
Calitatea nisipului și controlul necesar	medie	medie	ridicată	ridicată	scăzută
Gradul de recuperare a nisipului	mediu	scăzut	scăzut	scăzut	ridicat
Ventilarea formei	dificilă	bună	bună	bună	bună
Curățirea piesei turnate	moderată	scăzută	bună	bună	bună
Timpul de depozitare a formelor pînă la turnare	mediu	mediu	ridicat	ridicat	ridicat
Costul finisării piesei turnate	mediu	mediu	scăzut	scăzut	scăzut
Adaosuri carbonice pentru scăderea rugozității suprafeței	da	nu	nu	nu	nu
Dependența de industria petrochimică	nu	scăzut	ridicat	ridicat	nu
Raport: nisip /aliaj	ridicat	mediu	scăzut	scăzut	scăzut
Gradul de calificare al muncitorilor	mediu	mediu	scăzut	scăzut	scăzut
Investiții de capital	ridicată	scăzută	scăzută	ridicată	scăzută
Costul producției lire/t nisip	7—9	13—15	15—28	15—50	12—14

tate în tabelul 3. La o fontă cenuşie (asimilată după compoziţia chimică şi proprietăţile mecanice cu Fc 200) se poate observa că la scăderea temperaturii formei nu se produc schimbări spectaculoase ale proprietăţilor mecanice ale fontei.

În cazul turnării oţelurilor carbon în forme criogene, se micşorează dispunerea anormală a feritei în formă de ace (structura tip Widmannstatten) şi totodată se finisează structura de turnare, iar la temperaturi sub 222K structura anormală este complet îndepărtată.

În legătură cu problema calităţii suprafeţei pieselor turnate, se prezintă date comparative privind acest aspect în cazul tehnologiei clasice (forme uscate, pe bază de argilă) şi al procedeului special — criogen [8]. În cadrul experimentărilor au fost turnate piese din două mărci de oţel (carbon şi aliat — pe bază de Cr — Mo) în formă avînd temperatura de 297 şi respectiv 257 K. Analiza rezultatelor a arătat că piesele turnate în forme criogene au o calitate a suprafeţei (rugozitate) superioară faţă de formele clasice, cu 3—4 clase calitative. Aceste constatări au dus la încadrarea procedeului de turnare a pieselor din fontă sau oţel în forme criogene clasa a III-a de precizie, ceea ce înseamnă reducerea consumului de metal, pe produs, prin micşorarea adaosurilor de prelucrare.

Aspecte tehnico-economice ale procedeului

Tehnologia de obţinere a pieselor turnate în forme rigidizate prin îngheţare se aplică deja la scară industrială în diferite ţări, precum : Marea Britanie, C.S.I., Polonia, Japonia, Ceho-Slovacia şi altele, concurînd tehnic şi economic cu procedeele clasice de formare şi turnare (tab. 4). Pe viitor se prevede şi o dezvoltare substanţială a acestui procedeu, în condiţiile deficitului actual de materii prime şi materiale (lianţi), o dată cu perfecţionarea procedeelor de îngheţare — cu randamente sporite şi consumuri criogene scăzute.

Concluziile principale care privesc caracterul practic al tehnologiei propuse sînt reflectate de o serie de efecte favorabile în domeniul pieselor turnate :

—materiale, prin diminuarea (totală sau parţială) a lianţilor din amestecuri, printr-un grad ridicat al recuperării nisipului, concomitent cu o reducere a consumurilor energetice ;

—calitative, prin îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice şi a rugozităţii suprafeţei pieselor turnate ;

—estetice, prin îndeplinirea cerinţelor beneficiarilor ;

— ergonomice, prin obţinerea unor condiţii foarte bune de microclimat datorită scăderii gazelor nocive, precum şi a pulberilor silicogene ;

— temporale, prin scurtarea circuitului de fabricaţie şi creşterea productivităţii muncii ;

— valorice, printr-un cost scăzut al pieselor turnate, în comparaţie cu alte procedee.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hoult, F. H. — *Improvements in/or relating to methods of casting and sand moulds therefore.* Brevet Anglia nr. 1537743/1979.

[2] Moor, C., Beet, D. — *Effset Process. Metallurgy sand technology and economics.* In : Foundry Trade Journal, Anglia, nr. 3162, mai 1979, p. 1049.

[3] Nakashi, J. — *Method and apparatus for shaping refrigerated mold.* Brevet Japonia nr. 5 —1905/1980.

[4] Cocolaş, S., Chira, I., Crăciun, Şt., Simionescu, Gh. — *Turnarea pieselor în forme criogene.* In : T.C.M.M. nr. 6, Editura Tehnică, Bucureşti, 1989, p. 39.

[5] Holtzer, M. ş.a. — *Metodă pentru determinarea forţei de desprindere dintre model-amestec îngheţat, pentru uşurarea extragerii modelului.* În : Prace Instytutu Odlewnictwa, Polonia, nr. 2, 1980, p. 153—169.

[6] Balinski, A., Holtzer, M. — *Particularităţile, structura şi proprietăţile mecanice ale aliajelor pe bază de aluminiu turnate în forme îngheţate.* În : Prace Instytutu Odlewnictwa, Polonia, nr. 1, 1982, p. 13—24.

[7] Balinski, A., Holtzer, M. — *Particularităţile, structura şi proprietăţile mecanice la turnarea fontelor în forme îngheţate.* In :Prace Instytutu Odlewnictwa, Polonia, nr. 2, 1980, p. 153—169.

[8] Gruzman, V. M., — *Kacestvo otlivok pri litie v zamorojennie formî.* In : Liteinoe proizvodstvo, C.S.I. nr.10, 1985, p. 19—20.

[9] Jelinek, P., ş.a.— *Bude odlévání odliků do zmarzených forem technologié dudou cnosti ceskoslovenských slevredn?* In : Slévárenstvi, Ceho-Slovacia, 1988, nr. 1, p. 1—12.

CONSIDERAȚII PRIVIND DEZBATEREA MIEZURILOR ȘI FORMELOR FABRICATE PE BAZĂ DE SILICAT DE SODIU

Dr. Vasilica, Chivu,
Universitatea București
Ing. Cornelia, Ionescu
Ing. O. Vasilescu
Dr. E. Cohn
Intec – S.A. București

C.Z. 621.742

Cu toate că folosirea ca lianți de turnătorie a rășinilor sintetice și în special a rășinilor furanice a luat o deosebită extindere în perioada 1980—1985, se constată în ultimii ani că prețurile acestor produse continuă să crească, că poluarea datorită utilizării acestor materiale este mare și că dificultățile de procurare și de menținere a unor sortimente calitativ superioare de rășini sînt din ce în ce mai mari.

Din aceste motive, multe turnătorii atît din țară cît și de peste hotare continuă să întrebuințeze amestecurile de formare pe bază de silicat de sodiu, întărind cu dioxid de carbon miezurile și formele respective [1] — [4].

În același timp se observă că cercetările în vederea îmbunătățirii calității amestecurilor de formare pe bază de silicat de sodiu și în special a ușurării dezbaterii miezurilor și formelor confecționate din aceste amestecuri continuă în diverse țări, cu asiduitate și perseverență [1]—[8].

Avantajele deosebite obținute la utilizarea silicatului de sodiu în turnătorii (arătate în cele ce urmează) prețul de cost redus al acestui liant și metoda comodă de fabricație a miezurilor prin suflare de dioxid de carbon sînt calități care contribuie la răspîndirea în continuare a liantului și procedeului.

Dezavantajele utilizării acestui liant se referă în mod special la dezbaterea dificilă a pieselor turnate în forme și miezuri confecționate din amestecuri de formare pe bază de silicat de sodiu și întărite cu dioxid de carbon.

S-au obținut rezultate bune prin încorporarea în amestecuri a diferitelor tipuri de adaosuri organice sau anorganice [1] — [8].

S-a căutat și realizat obținerea unui liant pe bază de silicat de sodiu în compoziția căruia să existe și o proporție însemnată de adaos organic, care a fost dizolvat în soluția de silicat de sodiu și care conferă pieselor turnate în forme care conțin acest liant o capacitate de dezbatere îmbunătățită.

În ultimii ani se constată o revenire și accentuare a folosirii silicatului de sodiu, sau a altor lianți pe baza acestui produs, precum și a cimenturilor și lianților fosfatici, în dauna produselor organice și în special a rășinilor sintetice, care au devenit din motivele expuse mai sus aproape inaccesibile.

Scopul lucrării de față a fost de a se verifica eficacitatea unor adaosuri organice care se fabrică în țară și care pot fi dizolvate în soluțiile de silicat de sodiu utilizate în turnàtorii, obținîndu-se în acest fel o capacitate de dezbatere mai bună a miezurilor și formelor fabricate cu acest liant și utilizate în procesul de turnare a pieselor din aliaje feroase sau neferoase.

Gradul de dezbatere a fost determinat prin următoarele două metode :

— S-au confecționat din amestecurile preparate epruvete cilindrice cu Ø 50 cm și înălțimea 50 mm la soneta de laborator prin îndesare cu trei lovituri , care au fost utilizate ca miezuri, turnîndu-se un inel de fontă cenușie în jurul acestora. Îndepărtarea miezurilor (epruvetelor) s-a efectuat prin perforare cu un dorn cu Ø = 20 mm care s-a montat la soneta de laborator. Prin măsurarea numărului de lovituri (N) date de acest dorn la sonetă pînă la îndepărtarea miezului din inelul de fontă s-a apreciat gradul de dezbatere al amestecului respectiv.

— S-au confecționat forme cilindrice din amestecurile studiate cu Ø = 130 mm și înălțimea de 150 mm, prevăzute cu o cavitate centrală cu secțiunea pătrată cu latura de 50 mm și adîncimea de 100 mm (fig. 1).

Forma se întărește prin suflare cu CO_2 și cavitatea centrală se umple cu fontă la temperatura determinată.

După răcire, forma, împreună cu piesa metalică interioară, este lăsată să cadă liber de la o înălțime de 2 m pe o sită de fier cu ochiuri de 10 × 10 mm. Se îndepărtează piesa metalică, iar reziduurile nisipoase se cîntăresc. Indicele de dezbatere D se calculează cu formula :

$$D = \frac{G_1}{G_1 + G_2} \cdot 100,$$

unde :

G_1 este greutatea de amestec de formare trecut prin sita cu ochiuri de 10 × 10 mm ;

G_2 — greutatea de amestec de formare rămas pe sita de 10 × 10 mm.

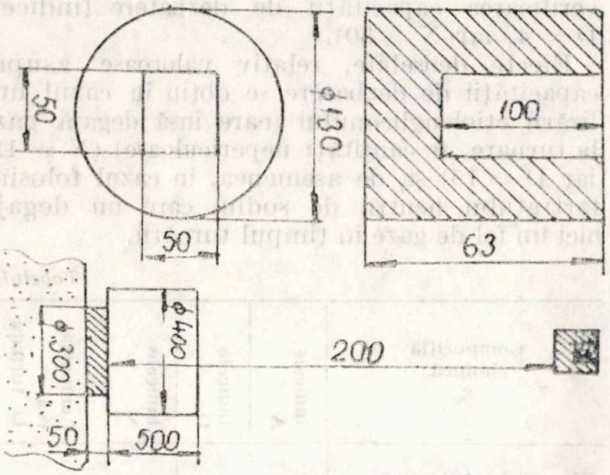


Fig. 1

S-a determinat și indicele de aderență A care s-a calculat cu relația :

$$A_{g/dm^2} = \frac{U_1 - U_2}{S},$$

unde :

U_1 este greutatea piesei și a nisipului aderent, g ;

U_2 — greutatea piesei (după îndepărtarea nisipului aderent), g ;

S — suprafața de contact al piesei metalice cu amestecul de formare, dm^2 (S este 0,7 dm^2).

Probele au fost realizate prin turnare de fontă cenușie, la o temperatură de 1350 — 1430°C.

Experimentări efectuate

Amestecurile de formare destinate încercărilor au fost preparate la un malaxor de laborator cu role, având capacitatea de 5 kg.

Toate amestecurile au fost preparate prin utilizarea nisipului de Aghireș cu componenta levigabilă de 0,8% și având granulația conform tabelului 1.

Tabelul 1

Sita nr.	1	0,63	0,315	0,2	0,1	0,063	tavă
Proporții, %	0	2,5 2,5	30 30	20 20	38 38	8 8	1,5 1,5

Silicatul de sodiu utilizat a avut următoarele caracteristici : 28,33% SiO_2 ; 9,95% Na_2O ; modul — 2,94 ; d_4^{15} — 1,417.

Probele au fost realizate prin amestecarea nisipului de Aghireș cu cantitatea de silicat de sodiu corespunzînd la un adaos de 6% liant și prin suflarea cu dioxid de carbon cu un debit de 15 l/min timp de 60 s.

În cazul utilizării adaosurilor organice, acestea s-au dizolvat în silicatul de sodiu (în proporție de 10% față de greutatea silicatului de sodiu), liantul fiind introdus în proporție de 6,6% (0,6 fiind adaosul organic dizolvat) față de greutatea totală a amestecului de formare preparat.

La toate probele obținute s-au determinat permeabilitățile, rezistențele la compresiune și tracțiune, indicele de dezbatere D, indicele de aderență A și valorile N determinate după cum s-a arătat.

S-au încercat mai multe săruri ale acizilor organici, hidroxiderivați aril sulfonați de sodiu.

Derivatul sulfonat, alchil aril sulfonatul de sodiu, s-a amestecat bine cu soluția de silicat de sodiu dar s-a separat după o staționare de 7 — 8 ore într-un strat compact deasupra soluției de silicat

Produsul Dispersil, adăugat în proporție de 5% față de greutatea soluției de silicat de sodiu, se depune în timp relativ scurt.

Încercarea de a se utiliza pirogalol nu a dus la rezultate deoarece la adăugarea acestui produs s-a constatat o întărire destul de rapidă a întregii mase de soluție.

Folosirea acidului ascorbic și a acidului salicilic a favorizat întărirea rapidă a întregii mase de reacție.

Același rezultat s-a obținut și în cazul încercării de a utiliza hexametilentetramina, derivat cu puternică capacitate de solubilizare în apă.

Salicilatul de sodiu se solubilizează în soluția de silicat de sodiu, dar produce peste 1—2 ore un început de coagulare a soluției, iar apoi se constată întărirea totală a masei de reacție.

Încercările de solubilizare în soluția de silicat a altor adaosuri organice s-au soldat cu rezultate pozitive.

Astfel s-au solubilizat destul de ușor produsele : etilenglicol, glicerină, tartrat de sodiu și potasiu, tartrat neutru de sodiu, sarea de sodiu a acidului malic, ortoftalatul de sodiu.

Adaosul organic s-a dizolvat mai întîi în soluția de silicat de sodiu, iar soluția obținută a fost folosită la prepararea amestecului de formare prin amestecare cu nisip Aghireș.

Rețetele întrebuințate la prepararea amestecurilor și proprietățile tehnologice ale acestor amestecuri sînt arătate în tabelul 2.

Din amestecurile de formare preparate după cum s-a arătat anterior s-au confecționat epruvete cilindrice cu Ø = 50 mm și înălțime 50 mm care au fost utilizate la turnare, stabilindu-se valoarea N, și forme conform dimensiunilor indicate anterior în care s-au turnat probe, determinîndu-se indicii A și D.

Tabelul 2

Compoziția chimică, %	Permeabilitatea cm^3/cm^2, 1 min	Rezistența la compresiune, daN/cm^2	Rezistența la tracțiune, daN/cm^2
94 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu	82	13	1,3
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de Nc 0,6 etilenglicol	75	9,8	2,4
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu 0,6 glicerină	80	22	4,6
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu 0,6 tartrat neutru de sodiu	100	14	3,1
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu 0,6 tartrat de Na și K	100	12	1,2
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu 0,6 sarea de Na a acidului malic	100	7,2	1,2
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de sodiu 0,6 aftalat de sodiu	rezistențe foarte reduse		

Toate probele au fost turnate din fontă cenușie avînd temperatura la turnare de 1350°C.

Rezultatele obținute la probele efectuate sînt prezentate în tabelul 3.

Analizîndu-se rezultatele obținute se constată că permeabilitatea amestecurilor nu suferă modificări în cazul derivaților cu grupe hidroxilice ca etilenglicol și glicerină, iar în cazul utilizării sărurilor de sodiu ale acizilor tartric sau malic se constată o creștere de la valoarea 82 la 100 $cm^3/cm^2/1$ min, adică o creștere de aproximativ 20%.

În cazul utilizării în compoziția amestecurilor a tartratului de sodiu și a tartratului neutru de sodiu și potasiu, rezultatele la compresiune și tracțiune ale amestecurilor reprezintă valori apropiate celor care se obțin în cazul amestecurilor cu silicat de sodiu (fără adaos) întărite cu dioxid de carbon.

O scădere relativ redusă a rezistenței la compresiune se constată în cazul folosirii etilengliconului și o scădere mai accentuată se observă în cazul întrebuințării sării de sodiu a acidului malic.

Acest ultim adaos nu duce însă la efecte la fel de bune încazul determinărilor efectuate pentru verificarea capacității de dezbatere (indicele D = 4, iar N = 30).

Efecte deosebite, relativ valoroase asupra capacității de dezbatere se obțin în cazul utilizării etiolengliconului (care însă degajă gaze la turnare, în cantități nepericuloase) (N = 12, iar D = 15) și, de asemenea, în cazul folosirii tartratului neutru de sodiu, care nu degajă nici un fel de gaze în timpul turnării.

Tabelul 3

Compoziția chimică, %	Indicele A	Indicele D	Indicele N	Comportarea la turnare
94 nisip Aghireș 6 silicat de Na 93,4 nisip Aghireș 6 silicat 0,6 etilenglicol	214	5,6 15	30 12	corespunzătoare degajă fum albicios
93,4 nisip Aghireș 6 silicat de Na 0,6 glicerină		4	30	fum mult cu miros caracteristic
93,4 nisip Aghireș 6 silicat 0,6 tartrat neutru de Na		6,2	15	corespunzător
93,4 nisip Aghireș 6 silicat 0,6 tartrat de Na și K		14,4	23	corespunzător
93,4 nisip Aghireș 6 silicat 0,6 sarea de N a acidului malic		18,6	21	corespunzător

Sarea de sodiu a acidului malic are de asemenea efect de îmbunătățire a capacității de dezbatere, dar mai redus decît cel obținut la utilizarea etilengliconului și tartratului neutru de sodiu.

Încercările efectuate arată că în cazul încorporării în soluțiile de silicat de sodiu a etilengliconului în proporție 10% sau a tartratului neutru de sodiu (de asemenea 10% față de greutatea silicatului de sodiu) se pot obține lianți care se întăresc ușor prin tratare cu dioxid de carbon și care conferă pieselor turnate în forme și miezuri preparate cu acești lianți o capacitate de dezbatere mult mai bună decît cea constatată la întrebuințarea silicatului de sodiu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brevet U.R.S.S. nr. 25.55.01 — 1.04.1970

[2] Nicolae K. E. L. *Gas-hardened Moulding and core-making Processes*. In: Foundry Trade J, 1980, 148, Nr.—3190, 1021—1022.

[3] Bailey, R. Mod. Casting 1982 mai — 34—36.

[4] Amestecuri cu silicat de sodiu cu întăritori I.D.T. O.I.D. 1983, nr. 87—88.

[5] Kleinheyer, U. Annual review of moulding materials (15 th. continuation). Part. 2. Moulding methods using sands other than clay — bonded, additives; mould coatings. In: Giesserei, 1987, 65, p. 561—567.

[6] Kukui, D. M. s.a. Liteinoe proizvosdstvo, 1983, nr. 1, p. 15—16.

[7] Belopov, .E. A., Bulștein, R. I., Makeeva, G. S. In: Liteinoe proizvodstvo, nr. 5, 1984.

[8] Dorojenco, S. P. In: Liteinoe proizvodstvo, 1, 1983

INFLUENȚA GRAFITULUI ASUPRA CARACTERISTICILOR DE FRECARE ALE MATERIALELOR DE FRICȚIUNE METALOCERAMICE SINTERIZATE

Prof. dr. ing. E. Florian — Institutul Politehnic București
Ing. N. Budău — I.M.R.A. București

C.Z.; 621.762; 661.666.2

Introducere

Materialele de fricțiune metaloceramice sinterizate reprezintă produse tipice ale metalurgiei pulberilor, cu aplicații în cele mai diverse domenii ale tehnicii contemporane. Gama largă de aplicații acoperite de această clasă de materiale este datorată în primul rînd posibilităților extrem de largi de reglare a caracteristicilor fizicomecanice și de exploatare, prin intermediul compoziției materialului de fricțiune.

Materialele de fricțiune metaloceramice sinterizate sînt obținute din amestecuri pulverulente alcătuite din trei principale grupe de componente :

— componente ce formează matricea metalică (componente de bază — Cu, Fe — și elemente de aliere — Sn, C, Zn, Mo, Cr etc.) ;

— componente cu proprietăți abrazive, care au rolul de a curăța suprafața de frecare (SiO_2, Al_2O_3, SiC etc.) ;

— componente cu acțiune lubrifiantă, care au rolul de a preîntîmpina gripajul și de a regla coeficientul de frecare. În această grupă de componente este cunoscută utilizarea pe scară largă a grafitului.

În baza datelor obținute în urma unui mare număr de experimentări efectuate, s-a desprins concluzia că grafitul își exercită rolul de lubrifiant solid, cu efect în diminuarea coeficientului de frecare și a uzurii suprafețelor de frecare, doar în anumite condiții precis delimitate, fiind evidențiate cazuri în care grafitul conținut în compoziția materialelor de fricțiune sinterizate determină creșterea valorilor acestor parametri.

Prin cunoașterea și aprofundarea rolului adaosurilor de grafit, în cadrul proceselor care au loc în timpul elaborării materialelor de fricțiune și în timpul funcționării acestora, este posibilă reglarea caracteristicilor fizicomecanice și de exploatare ale materialelor de fricțiune sinterizate, în sensul optimizării acestor caracteristici (mărimea coeficientului de frecare și diminuarea uzurii suprafețelor).

Metoda de cercetare, materialele, aparatura

Grafitul, cunoscut și utilizat curent ca lubrifiant solid, poate influența caracteristicile de fricțiune ale unui cuplu de materiale, prin :

— calitatea materialului (structură și grad de gratifizare) ;

— modul de distribuție în masa de bază ;

— proporția din masa materialului de fricțiune.

Calitatea grafitului utilizat reprezintă o problemă de opțiune a producătorului de materiale de fricțiune, fiind cunoscut faptul că grafitul natural este un lubrifiant mai eficace decît cel sintetic, calitatea diferitelor sorturi fiind prezentată de furnizori și cunoscută de către utilizatori.

Modul de distribuție a grafitului în masa de bază a materialului de fricțiune poate fi studiat într-o primă etapă simultan cu influența proporției de grafit asupra caracteristicilor de frecare ale materialului de fricțiune sinterizat. În vederea determinării acestei influențe se pornește de la o compoziție cunoscută de material de fricțiune sinterizat, în care se modifică succesiv proporția de grafit, de fapt raportul $\%_{om}$ grafit/$\%_{om}$ matrice metalică.

Parametrii tehnologici de elaborare a materialului de fricțiune rămîn neschimbați față de cei utilizați la fabricarea materialului de referință.

Materialele de fricțiune experimentale astfel realizate urmează a fi studiate din punct de vedere al caracteristicilor fizicomecanice și al structurii.

Caracteristicile fizicomecanice studiate sînt următoarele :

— puritatea materialului de fricţiune sinterizat — în vederea caracterizării rezistenţei mecanice ;

— coeficientul de frecare ;

— uzura pe înălţime a epruvetei în urma încercării la fricţiune ;

— intensitatea de uzură, care caracterizează global comportarea la frecare a materialului studiat.

Structura materialelor de fricţiune experimentale a fost studiată prin microscopie optică, urmărind distribuţia grafitului în masa de bază.

Caracteristicile de fricţiune studiate (coeficientul de frecare, uzura pe înălţimea probei, intensitatea de uzură) au fost determinate pornind de la forţa de frecare măsurată pe toată durata testului şi de la dimensiunile epruvetei testate, măsurate înainte şi după efectuarea încercării.

Testarea caracteristicilor de fricţiune a fost efectuată utilizînd epruvete cu suprafaţă plană, prelevate din materialele de fricţiune experimentale, puse în contact cu un disc rotitor care constituie contrapiesa de frecare, executat din fontă FC—250. Regimul de testare a fost următorul :

— viteza relativă a suprafeţelor în contact, $v = 10$ m/s ;

— presiunea aplicată pe suprafaţa de frecare, $p = 14$ daN/cm^2 ;

— durata încercării, $t = 120$ s.

Coeficientul de frecare este determinat prin calcul din relaţia $F_f = \mu \times F_N$ (F_N = forţa de apăsare normală pe suprafaţa de frecare).

Intensitatea de uzură este determinată prin calcul utilizînd relaţia $I_u = \frac{V_u}{E_f}$ în care : V_u reprezintă volumul de material de fricţiune înlăturat prin frecare (uzat) în timpul testului, iar E_f reprezintă energia de frecare calculată cu relaţia : $E_f = F_f \times d$, în care d reprezintă distanţa de frecare parcursă pe durata testului, iar F_f — forţa de frecare măsurată.

Distribuţia grafitului în masa de bază a materialului sinterizat s-a determinat prin microscopie optică, la mărire 100 : 1, utilizînd probe neatacate cu reactiv, şi a fost exprimată în procente din volumul materialului sinterizat.

Cunoscînd că structura şi caracteristicile fizicomecanice ale matricei metalice influenţează puternic caracteristicile de fricţiune, precum şi faptul că în timpul sinterizării grafitul (carbonul) nu influenţează matricea de cupru care îl înglobează, dar interacţionează cu matricea de fier, formînd structuri feritoperlitice sau perlitice, s-a adoptat varianta matricei formate din aliajele pe bază de cupru, respectiv Cu—Sn.

Compoziţiile exprimentale au fost elaborate modificînd adaosurile de grafit în intervalul (0 — 15)% grafit din masa materialului de fricţiune şi componentele ce formează matricea metalică în intervalul 62—77% grafit, celelalte componente ale materialului de fricţiune luat ca referinţă rămînînd nemodificate. Compoziţiile experimentale elaborate sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia materialelor de fricţiune experimentale

Table 1

Analysis of test friction materials

Compoziţia nr.	Cu (%)$_m$	Sn (%)$_m$	Grafit (%)$_m$	Alte elemente	Observaţii
1	73,77	3,23	0	23	—
2	70,90	3,1	3	23	—
3	68,00	3,0	6	23	material de referinţă
4	65,15	2,85	9	23	—
5	62,27	2,73	12	23	—
6	59,40	2,60	15	23	—

Materialele utilizate la realizarea compoziţiilor experimentale au fost :

— pulbere de cupru electrolitic cu dimensiunea particulelor mai mică de 0,12 mm ;

— pulbere de staniu obţinută prin automizarea din topitură, cu dimensiunea particulelor mai mică de 0,08 mm ;

— concentrat de grafit natural flotat, pulverulent, cu dimensiunea particulelor mai mică de 0,12 mm ;

— celelalte componente utilizate au fost păstrate nemodificate din punct de vedere al proprietăţilor şi al calităţii, în toate compoziţiile experimentale.

Materialele de fricţiune experimentale au fost realizate prin presarea în matriţă a amestecului pulverulent, omogenizat în prealabil, şi sinterizarea sub presiune, în atmosferă de endogaz, a semifabricatelor astfel obţinute.

Rezultatele experimentărilor şi interpretarea lor

Rezultatele testelor efectuate asupra compoziţiilor experimentale sînt prezentate centralizat în tabelul 2.

Valorile consemnate reprezintă media aritmetică a trei determinări în cazul coeficientului de frecare, uzurii pe înălţime şi intensităţii de uzură şi a cinci determinări în cazul durităţii.

Din datele prezentate în tabelul 2 poate fi pusă în evidenţă influenţa adaosurilor de grafit în compoziţia materialului de fricţiune, asupra coeficientului de frecare (fig. 4), uzurii pe înălţime (fig. 2), intensităţii de uzare (fig. 3) şi durităţii materialului sinterizat (fig. 1).

Conform rezultatelor experimentărilor prezentate în tabelul 2 şi figura 4, se observă că duritatea materialului sinterizat scade o dată cu creşterea conţinutului de grafit din compoziţie.

Se observă că adaosuri de pînă la cca 6% din masa materialului sau 20% din volumul acestuia nu afectează duritatea materialului sensibil sinterizat, deci rezistența mecanică a acestuia.

Pe măsura creșterii conținutului de grafit peste 6% datorită fragmentării matricei metalice, duritatea materialului sinterizat scade continuu.

Din punct de vedere al caracteristicilor de frictiune, se observă prezența a trei zone distincte, caracterizate de comportarea diferită a materialului de frictiune (tig. 2 și 4) :

Tabelul 2

Caracteristicile fizicomecanice ale materialelor de frictiune experimentale
Mechanical properrties of test friction materials *Table 2*

Compoziția nr.	Coeficientul de frecare, u	Uzura pe înălțimea h, mm	Intensitatea de uzare $I_u \times 10^5 \left(\frac{cm^3}{daN \times m}\right)$	Duritatea, HB	Ponderea grafitului în masa materialului $(\%)_m$	Ponderea grafitului în volumul materialului $(\%)_v$	Obs.
1	0,25	0,16	0,38	40	0	0	
2	0,32	0,14	0,26	39	3	12	
3	0,39	0,04	0,06	35	6	20	
4	0,30	0,09	0,18	30	9	28	
5	0,35	0,25	0,42	22	12	34	
6	0,42	1,2	1,7	15	15	39	

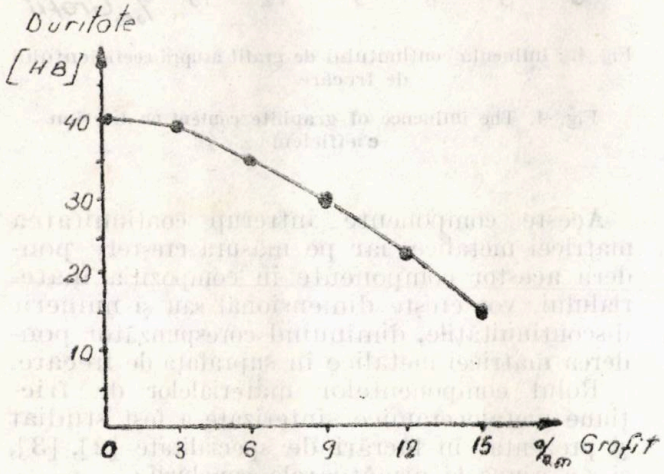


Fig. 1. : Influența conținutului de grafit asupra durității materialului de frictiune

Fig. 2. The influence of graphite content on friction material hardness

— zona 0—6% grafit, în care coeficientul de frecare al cuplului de materiale crește, iar uzura pe înălțime scade ;

— zona 6—9% grafit, în care coeficientul de frecare scade simultan cu creșterea valorii uzurii pe înălțime ;

— zona 9—15 % grafit, în care atît coeficientul de frecare cît și uzura pe înălțime au valori crescătoare.

Faptul că numai zona „a" reprezintă o evoluție pasivă în ceea ce privește caracteristicile de frictiune rezultă clar din evoluția curbei din figura 3, în care scăderea intensității de uzare se produce pînă la valoarea minimă corespunzătoare compoziției cu 6% grafit în masa materialului ; în continuare, sporirea conținutului de grafit duce la mărirea intensității de uzare a materialului de frictiune.

Evoluția coeficienților de frecare și de uzură pe înălțime, în funcție de conținutul de grafit din compoziția materialului de frictiune, poate fi explicată luînd în considerare caracteristicile lubrifiante ale grafitului, structura materialului de frictiune și rolul componentelor acestuia, teoriile moderne privitoare la fenomenul de frecare (noul concept al forței de frecare) după cum urmează :

Caracteristicile grafitului

Sînt cunoscute și nu insistăm asupra caracteristicilor lubrifiante ale grafitului, ale cărui cristale plane, interpuse între suprafețele de frecare sub forma unei pelicule, ușurează alunecarea.

Rezistența mecanică a aglomerărilor de pelicule de grafit, care formează cuiburi înglobate în matricea metalică, este foarte scăzută, practic nulă.

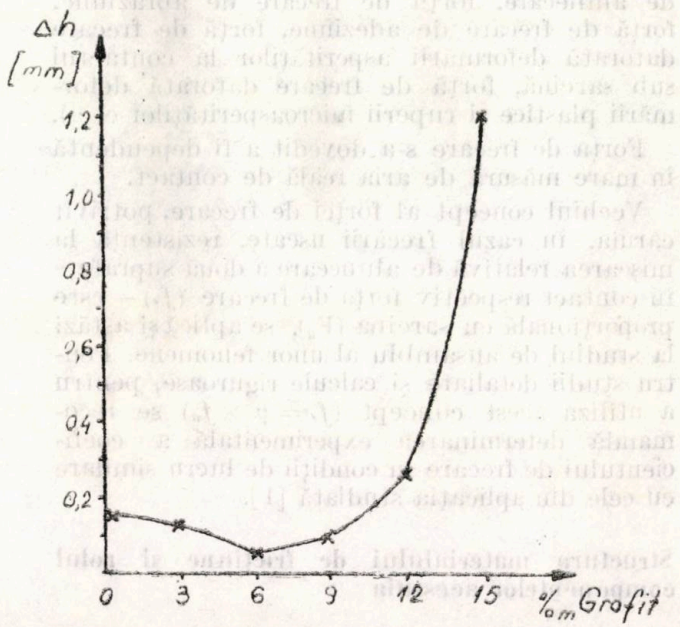


Fig. 2. : Influența conținutului de grafit asupra uzurii pe înălțime

Fig. 2. The influence of the graphite content on height wear

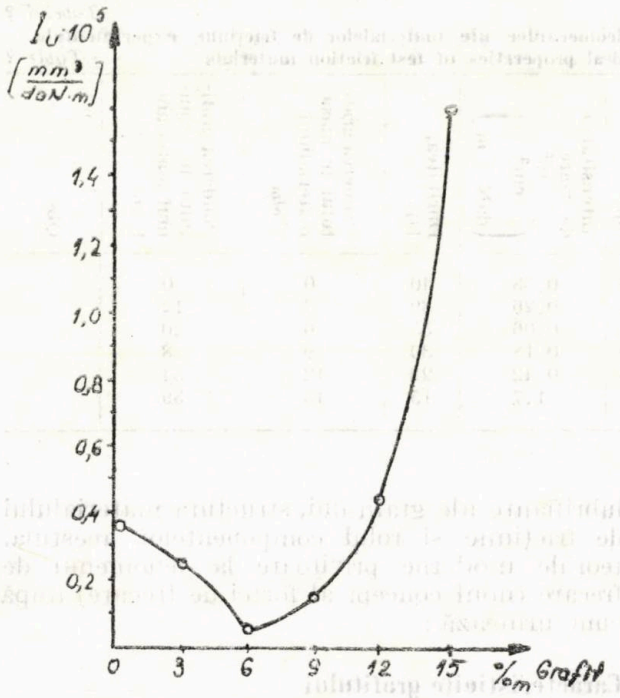


Fig. 3. Influenţa conţinutului de grafit asupra intensităţii de uzură

Fig. 3. The influence of graphite content on wear intensity

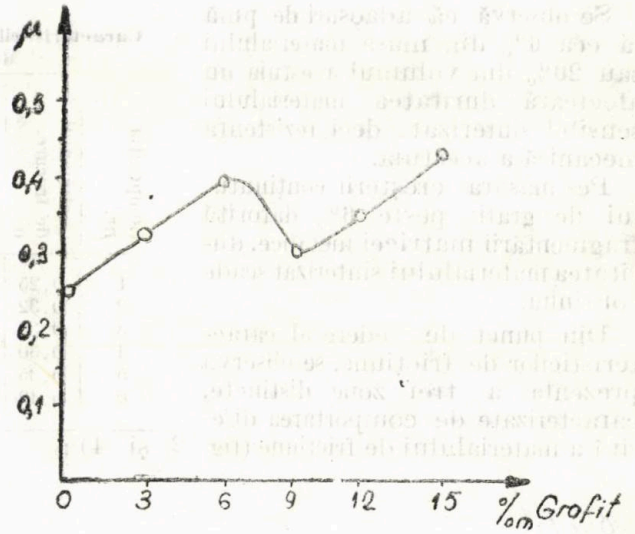


Fig. 4. : Influenţa conţinutului de grafit asupra coeficientului de frecare

Fig. 4. The influence of graphite content on friction coefficient

Noul concept al forţei de frecare

În conformitate cu datele prezentate de tribologie [1], forţa de frecare de alunecare conţine mai multe componente, greu de separat, ele acţionînd simultan (forţă de frecare mecanică de alunecare, forţă de frecare de abraziune, forţă de frecare de adeziune, forţă de frecare datorată deformării asperităţilor la contactul sub sarcină, forţă de frecare datorată deformării plastice şi ruperii microasperităţilor etc.).

Forţa de frecare s-a dovedit a fi dependentă în mare măsură de aria reală de contact.

Vechiul concept al forţei de frecare, potrivit căruia, în cazul frecării uscate, rezistenţa la mişcarea relativă de alunecare a două suprafeţe în contact-respectiv forţa de frecare (f_f)— este proporţională cu sarcina (F_n), se aplică şi astăzi la studiul de ansamblu al unor fenomene. Pentru studii detaliate şi calcule riguroase, pentru a utiliza acest concept ($f_f = \mu \times f_n$) se recomandă determinarea experimentală a coeficientului de frecare în condiţii de lucru similare cu cele din aplicaţia studiată [1].

Structura materialului de frictiune şi rolul componentelor acestuia

Materialul de frictiune sinterizat este alcătuit dintr-o matrice metalică ce înglobează componentele lubrifiante şi componentele abrazive.

Aceste componente întrerup continuitatea matricei metalice, iar pe măsura creşterii ponderii acestor componente în compoziţia materialului, vor creşte dimensional sau şi numeric discontinuităţile, diminuînd corespunzător ponderea matricei metalice în suprafaţa de frecare.

Rolul componentelor materialelor de frictiune metaloceramice sinterizate a fost studiat şi prezentat în lucrări de specialitate [2], [3], şi s-a ajuns la următoarele concluzii :

— Matricea metalică are rolul de a înglobа şi menţine cît mai ferm celelalte componente ale materialului de frictiune. De asemenea, matricea metalică are rolul de a disipa, prin conductibilitate, căldura degajată la suprafaţa de frecare.

Se apreciază [2] că matricea metalică participă la realizarea frecării prin aderarea (microsudurii) la contrapiesa de frecare, urmată de smulgeri care generează o uzură accentuată.

— Componentele lubrifiantului au rolul de a preîntîmpina microsudurile şi gripajul suprafeţelor metalice în contact, prin formarea unei pelicule între acestea, ceea ce duce inevitabil la micşorarea coeficientului de frecare.

Mărirea proporţiei componentelor lubrifiantului ar trebui să ducă la micşorarea uzurii şi a coeficientului de frecare.

— Componentele abrazive au rolul de a elimina aderenţele metalice şi de a curăţa suprafaţa de frecare de acestea, limitînd astfel uzura.

În baza datelor obţinute în urma experimentărilor efectuate, cele prezentate anterior, referitoare la rolul componentelor materialelor de frictiune sinterizate, pot fi completate cu concluzia că matricea metalică asigură coeficientul de frecare al cuplului de materiale. Cuplul real de materiale nu este alcătuit de materialul de

frictiune în ansamblu — contrapiesa de frecare, ci de matricea metalică a materialului de frictiune — contrapiesa de frecare.

Principalul rol ce revine componentelor abrazive în timpul unei funcționări normale, în care apar gripaje sau microsuduri, este acela de a curăța suprafața de frecare de pelicula de lubrifiant, permițînd frecarea între suprafețele metalice.

Componentele lubrifiante acționează simultan cu cele abrazive, în funcționare ajungîndu-se la un echilibru între efectele lor.

Dacă efectul de lubrifiere este prea intens, coeficientul de frecare scade.

Dacă efectul de curățire a suprafețelor este prea intens, lubrifierea devine ineficientă și crește mult uzura datorată microsudurilor dintre suprafețele metalice aflate în contact.

În cazul compoziției nr. 1, lipsită de grafit, coeficientul de frecare determinat este cel dintre matricea metalică și contrapiesa de frecare.

Prin adăugarea în compoziție a unor cantități de grafit, aceasta formează aglomerări înglobate de către matricea metalică, apărînd astfel discontinuități similare cu porozitatea, din punct de vedere al rezistenței mecanice.

Efectul asupra rezistenței mecanice a materialului sinterizat se concretizează în scăderea ușoară a durității acestuia (fig. 1).

Cuiburile de grafit diminuează ponderea matricei metalice în suprafața de frecare, determinînd astfel mărirea presiunii repartizate pe aceasta, cu efect în mărirea suprafeței reale de contact și în penetrarea peliculei de lubrifiant de către asperitățile suprafețelor în contact (inclusiv de către componentele abrazive). Rezultatul constă în mărirea forței de frecare, deci a coeficientului de frecare determinat.

Uzura pe înălțime a materialului de frictiune sinterizat se micșorează pe măsura creșterii eficienței lubrifierii suprafețelor, deci pe măsura creșterii conținutului de grafit pînă la 6% din masa materialului de frictiune.

Prin mărirea în continuare a proporției de grafit din compoziție se constată scăderea rezistenței mecanice a matricei metalice (HB) sub limita admisibilă, simultan cu mărirea presiunii aplicate pe aceasta, astfel încît încep să se producă ruperi ale matricei metalice în vecinătatea „porilor", de fapt rezervoare cu grafit (creșterea uzurii) cu efect în eliberarea unor cantități suplimentare de grafit la suprafața de frecare (micșorarea coeficientului de frecare).

Prin mărirea cu peste 9% a conținutului de grafit din compoziție, matricea metalică se reduce la o rețea, cu o pondere sub 50% din volumul materialului de frictiune, rezistența mecanică a acestuia diminuîndu-se considerabil (HB) simultan cu creșterea presiunii pe matricea metalică.

Rezultatul constă din ruperi masive ale punților metalice (creșterea uzurii), antrenarea acestora între suprafețele de frecare cu formarea de suduri locale (creșterea uzurii și coeficientului de frecare), eliberarea și antrenarea, între suprafețele în mișcare, a componentelor abrazive (creșterea uzurii și a coeficientului de frecare pe seama abraziunii).

Concluzii

În urma studiului efectuat, se poate desprinde concluzia că, la frecarea dintre un material de frictiune metaloceramic și contrapiesa de frecare, cuplul real de materiale este alcătuit din matricea metalică a materialului de frictiune și contrapiesa de frecare. Adaosurile de grafit la compoziția materialului de frictiune au o acțiune complexă, efectul sesizat al acestora reprezentînd rezultanta dintre caracteristicile lubrifiante ale grafitului și influența acestuia asupra structurii și rezistenței mecanice a materialului sinterizat.

În cazul unui anumit cuplu de materiale, destinat să funcționeze în anumite condiții specifice (presiune, viteză, temperatură), rezultatele optime se obțin atunci cînd sînt utilizate adaosuri minime de grafit, care asigură gradul de lubrifiere necesar pentru evitarea formării microsudurilor.

Atît timp cît matricea metalică își păstrează integritatea, sporirea conținutului de grafit duce la scăderea coeficientului de frecare și a uzurii suprafețelor pe seama creșterii eficienței lubrifierii și, simultan, la mărirea coeficientului de frecare pe seama creșterii ariei reale de contact între suprafețele metalice.

Efectele nefavorabile cauzate de mărirea conținutului de grafit peste o anumită limită sînt datorate faptului că acesta acționează ca o fază ce întrerupe continuitatea matricei metalice, diminuîndu-i rezistența și determinînd sporirea solicitărilor la care este supusă aceasta.

În baza celor prezentate, raționamentul poate fi extins și asupra celorlalte componente nemetalice ale materialului de frictiune, ca și asupra porozității inerente unui material sinterizat.

Concluziile desprinse pot fi aplicate la elaborarea tehnologiilor de fabricație pentru materialele de frictiune, fiind cunoscut faptul că prin modificarea valorilor parametrilor tehnologici ai operațiilor implicate, la același conținut de grafit sau alte componente nemetalice, materialul sinterizat poate conține aglomerări mai mari sau mai mici din aceste componente, deci discontinuități mari și puțin numeroase sau discontinuități mici și numeroase în matricea metalică. Aceeași compoziție poate duce la obținerea unor materiale sinterizate cu densități diferite, deci cu porozități diferite, deci cu diferite tipuri și proporții de discontinuități ale matricei metalice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dan Pavelescu — *Tribotehnica*. Editura Tehnică — București, 1983.
[2] W. D. Jones — *Fundamental Principles of Powder Metallurgy*, Londra, 1960.
[3] C. G. Goetzel — *Treat. on Powder Metallurgy Interscience* Publishers, LTD London, 1950.

ACORDURILE DE ASOCIERE ALE COMUNITĂȚII EUROPENE CU CEHO-SLOVACIA, POLONIA ȘI UNGARIA. IMPLICAȚII ASUPRA INDUSTRIEI SIDERURGICE A COMUNITĂȚII EUROPENE*

Jean François Bellis

C.Z. : 330.13

Introducere

„Profunzimea tranziției politice și economice din țările Europei centrale, asociată dorinței lor de a avea relații mai strînse cu CE, necesită o nouă generație de acorduri care să însemne mai mult decît acordurile comerciale și de cooperare încheiate la sfîrșitul anilor '80. Într-adevăr, țările Europei centrale, vecinii noștri, întrevăd, dincolo de normalizare, un tip special de relații, care să reflecte proximitatea geografică, valorile comune și independența lor în creștere" (din memorandumul asupra situației, dat publicității de serviciul de presă al Comisiei CE la 26 martie 1992.

La 16 decembrie 1991, CE și statele membre au semnat acorduri de asociera (numite în continuare „acorduri") cu Ceho-Slovacia, Polonia și Ungaria (numite în continuare „statele din Europa centrală") în vederea realizării tipului special de relații pe care-l doresc țările Europei centrale.

Scopul prezentului articol este de a examina conținutul acestor acorduri, cu accent deosebit asupra implicațiilor lor pentru industria siderurgică europeană.

Principiile acordurilor

Obiectivele acordurilor, stabilite în articolul 1 al fiecărui acord, sînt în esență promovarea lărgirii comerțului dintre părți (prin realizarea treptată a unei zone a comerțului liber), asistarea dezvoltării economice în țările Europei centrale, asigurarea unei baze pentru ajutorul financiar și tehnic dat de CE acestor țări și stabilirea unui cadru atît pentru integrarea gradată a acestor țări în CE, cît și pentru dialogul politic și dezvoltarea unor relații politice strînse. În preambulul fiecărui acord se recunoaște de asemenea că obiectivul final al fiecărui stat din Europa centrală este intrarea în CE și că asocierea are drept scop ajutarea țărilor în realizarea acestui obiectiv.

Structura și conținutul acestor trei acorduri de asociere sînt în esență, dar nu în totalitate, aceleași. Majoritatea prevederilor, specifice fiecăruia din statele Europei centrale, sînt stabilite în schimbul respectiv de scrisori, în declarațiile comune și unilaterale, în protocoalele și anexele (ce stabilesc concesii comerciale specifice) atașate fiecărui acord. Fiecare acord cuprinde următoarele nouă titluri : dialogul politic, principii generale, mișcarea liberă a bunurilor, mișcarea forței de muncă, stabilirea și acordarea de asistență, plăți, capital, concurență și alte prevederi economice, apropierea sistemelor de legi, cooperarea economică, cooperarea culturală, cooperarea financiară și, în final, prevederi generale.

În vederea supravegherii aplicării acordurilor și examinării tuturor problemelor bilaterale sau internaționale de interes reciproc, se înființează un Consiliu de Asociere separat pentru fiecare acord, compus din membri ai Consiliului și Comisiei CE, pe de o parte, și din membri numiți de guvernul țării central-europene respective, pe de altă parte. Se intenționează ca acesta să aibă întruniri anuale sau în caz de necesitate. La fiecare acord fiecare din cele două părți poate supune orice dispută în privința aplicării sau interpretării acordului Consiliului de Asociere, iar acesta din urmă este împuternicit să ia decizii obligatorii pentru părți. Consiliul de Asociere urmează să fie ajutat de un Comitet de Asociere, compus din membri ai Consiliului și Comisiei CE și reprezentanți ai guvernului statului din Europa centrală, în mod normal la nivel de funcționar superior de stat. Consiliul de Asociere poate delega oricare din împuternicirile proprii Comitetului de Asociere. Un Comitet de Parlamentari pentru Asociere, compus din membri ai Parlamentului European și ai statului central eu-

* Traducere efectuată după un material apărut în Steel World, 1992, Anglia, nr. 8

ropean respectiv, este de asemenea înființat în baza fiecărui acord. Scopul lui este de a fi un for pentru schimb de opinii între parlamentari și se va întruni la intervalele decise de comitet.

Acordurile de asociere nu sînt încă în vigoare complet și nu vor fi decît în prima zi a lunii a doua de la notificarea de către statele membre ale CE și statele central-europene implicate, cu aprobarea parlamentului european. S-a anticipat că pe această bază ele ar putea să nu intre în vigoare pînă în anul 1993. Oricum, Consiliul CE a aprobat acordurile interimare, care permit ca anumite prevederi (de ex. taxele de import și restricțiile cantitative) să intre în vigoare de la 1 martie 1992.

PRINCIPALELE PREVEDERI ALE ACORDURILOR

Dialogul politic

În acorduri se prevede un cadru pentru dialogul politic regulat, la anumite niveluri. Importanța acestui dialog politic constă în faptul că se intenționează realizarea unei apropieri progresive între statele central-europene și CE, ceea ce va facilita obiectivul final al acestora, de a intra în CE.

Comerțul

Una din prevederile cele mai importante ale acordului este trasată în articolul 7 al fiecărui acord și arată că CE va stabili treptat o zonă de comerț liber cu fiecare stat central-european pe timpul unei perioade de tranziție de maximum zece ani. În această perioadă de tranziție se prevede eliminarea treptată a taxelor vamale asupra importurilor și eliminarea restricțiilor la import și export. Trebuie remarcat faptul că, pentru a beneficia de aranjamentele preferențiale prevăzute în acord, importurile trebuie să se conformeze regulilor specifice în privința originii lor, stabilite în protocolul la acord.

Acordurile stabilesc un orar pentru eliminarea treptată a taxelor vamale. Pentru produsele cuprinse în Tratatul CECO (cărbune și oțel), se stabilește un orar separat în protocolul nr. 2 al fiecărui acord. Prin protocoalele respective se prevăd, pentru importurile în CE ale unor produse din oțel incluse în CECO din statele central-europene, taxe vamale (procentul convențional aplicabil începînd cu 29.02.1992 și numit „taxa de bază") reduse cu 20% de la 01.03.1992, iar pentru anii viitori cu începere de la 1 martie, o reducere tot cu cîte 20% (10% în ultimii doi ani), astfel încît să se elimine taxele vamale în cinci ani începînd cu 01.03.1992.

În privința importurilor din CE, de către statele central-europene protocoalele respective diferă prin orarul eliminării taxelor vamale, avînd orare diferite pentru produse diferite, perioada de tranziție cea mai lungă fiind pînă la 01.01.2001.

Referitor la restricțiile cantitative asupra importurilor și la măsurile cu efect echivalent, acestea sînt abolite în privința produselor din oțel cuprinse în CECO între CE și statele central-europene începînd cu 01.03.1992. Pentru produsele din oțel necuprinse în CECO sînt de asemenea abolite restricțiile cantitative și măsurile cu efect echivalent începînd cu 01.03.1992 dar cu o listă de excepții.

Articolul 28 al acordurilor conține o clauză de înghețare, și anume o prevedere că taxele vamale nu pot fi mărite. Totuși, statele central-europene pot face derogare de la această prevedere ca măsură excepțională de durată limitată și în condiții stricte, pentru a-și proteja industria în curs de dezvoltare sau anumite sectoare supuse restructurării sau care sînt puse în fața anumitor dificultăți, îndeosebi atunci cînd aceste dificultăți ar produce probleme sociale deosebite.

S-a exprimat îngrijorarea că regimul liberal de importuri conținut în aceste acorduri, combinat cu ajutorul important acordat statelor central-europene, ar putea afecta negativ CECO. Într-adevăr, Comitetul consultativ al CECO, în exprimarea părerii lui asupra acordurilor, a susținut că există riscul ca „implementarea acestor acorduri să atragă după sine în CE o creștere masivă a importurilor de cărbune sau oțel din țări ale Europei centrale sau răsăritene în condiții care ar fi incompatibile cu regulile comerțului internațional" (Jurnalul oficial al Comunităților Europene, C 80/2, 31 martie 1992).

În această privință, articolul 33 al fiecărui acord stabilește o procedură pentru aplicarea anumitor măsuri de protecție, pe care se poate baza fiecare din părți. Principalele măsuri de protecție de care se dispune sînt aplicarea unor taxe antidumping, precum și, atunci cînd vreunul din produse este importat în cantități atît de mari și în astfel de condiții încît să producă (sau să amenințe cu producerea) fie necazuri serioase producătorilor proprii de produse similare sau care sînt în competiție directă, fie afectarea vreunui sector al economiei, luarea unor măsuri corespunzătoare de oricare din părți, după ce s-a sesizat Consiliul de Asociere.

De asemenea, ca răspuns la îngrijorarea exprimată de țările membre ale CE, într-o declarație comună a Consiliului și Comisei CE (la data semnării acordului), Comisia CE și-a luat obligația de a aplica un sistem de supraveghere prealabilă a importurilor din țările central-europene și de a adopta imediat măsurile cantitative corespunzătoare pentru a face față situațiilor care le-au impus (declarația comună nu a fost încă publicată, dar la ea se face referire, de exemplu, în opinia Comitetului Consultativ al CECO menționată mai sus).

Articolul 35 al fiecărui acord mai prevede că importurile și exporturile, justificate pe motive, de exemplu, de moralitate, politică socială, securitate socială sau protecție sanitară ori a vieții oamenilor, animalelor sau plantelor, ar putea fi supuse prohibiției, care nu trebuie totuși să constituie o restricție deghizată asupra comerțului dintre părți.

În final, trebuie remarcat că într-un protocol la fiecare acord se trasează prevederi speciale ce se aplică în privința comerțului dintre țările central-europene și Spania și Portugalia pentru a ține seamă de măsurile și acțiunile cuprinse în lista la actul de intrare a celor din urmă în CE.

Politica de asistență și concurența

Acordurile prevăd că înțelegerile restrictive, abuzul de poziție dominantă și concurența neloială din partea statului, care ar avea urmări negative asupra comerțului între CE și statul central-european respectiv, sînt incompatibile cu aplicarea corectă a acordurilor. Orice practică de acest fel urmează a fi evaluată în baza criteriilor reieșite din aplicarea articolelor analoage 85, 86 și 92 ale Tratatului CEE. Articolul 8 al Protocolului nr. 2 al fiecărui acord stabilește reguli specifice în privința competiției cu produsele din sfera CECO, în baza prevederilor referitoare la concurență ale Tratatului CEE și ale Tratatului CECO.

Acest articol prevede, printre altele, că ajutorul statului, indiferent de formă, cu excepția derogărilor permise conform Tratatului CECO, este interzis.

De asemenea, se prevede, totuși, că timp de cinci ani, începînd cu 01.03.1992, fiecare stat central-european are dreptul, în mod excepțional, în privința produselor din oțel cuprinse în Tratatul CECO, să acorde asistență de stat pentru restructurare, dacă ea are ca efect viabilitatea firmelor beneficiare în condiții normale de piață la sfîrșitul perioadei de tranziție și are ca obiectiv reducerea globală a capacității în respectivul stat central-european.

În consecință, eforturile de restructurare a industriei siderurgice în țările central-europene se vor amplifica din cauza acestor reguli ale concurenței, care sînt considerabil mai liberale decît cele aplicabile în industria siderurgică a CE.

Stabilirea, furnizarea de asistență, mișcarea forței de muncă

Capitolul IV al fiecărui acord cuprinde un număr de prevederi în privința problemelor stabilirii, furnizării de asistență și mișcării forței de muncă.

În scopul facilitării stabilirii acțiunii firmelor și persoanelor fizice din CE, acordurile prevăd obligația ca țările central- europene respective pe o perioadă de tranziție anumită, care depinde de sector și de țară (cu sau fără perioadă de tranziție pentru anumite sectoare și probleme în privința Ceho-Slovaciei), să acorde acestor firme sau persoane fizice un tratament nu mai puțin favorabil decît cel acordat firmelor și persoanelor fizice proprii. Statele central-europene nu pot introduce, pe timpul perioadei de tranziție alte măsuri în privința stabilirii unor firme sau persoane fizice din CE, care ar fi discriminatorii comparativ cu firme sau persoane fizice proprii.

Statele central-europene au totuși dreptul la derogări de la această prevedere în anumite condiții stricte, în cazul în care industria lor este în restructurare, este în fața unor dificultăți serioase, a eliminării sau reducerii drastice a segmentului de piață proprie sau în cazul industriilor recent apărute.

Pentru firmele și cetățenii din CE deja stabiliți în țările respective, tratamentul se aplică de la data intrării în vigoare a acordurilor. Acolo unde legile existente nu asigură acest tratament, acestea trebuie modificate în curs de cinci ani de la data intrării în vigoare a acordurilor (această prevedere nu se aplică Ceho-Slovaciei).

Tratamentul egal acordat firmelor și cetățenilor din statele central-europene care intenționează să se stabilească sau deja s-au stabilit în țările membre ale CE se aplică de asemenea de la data intrării în vigoare a acestor acorduri.

În privința furnizării de asistență, obligația părților este numai de a începe să ia măsurile necesare, în cadrul Consiliului Asociației, pentru a permite furnizarea progresivă a asistenței de către CE sau de firme sau persoane din Europa centrală stabilite pe teritoriul unei părți diferite de partea celei căreia i se acordă asistența, ținînd seamă de dezvoltarea sectoarelor de servicii din statele respective.

Referitor la forța de muncă, acordurile respective prevăd că persoanele de naționalitate ungară, poloneză sau ceho-slovacă, angajate legal într-un stat membru al CE, nu vor fi supuse nici unei discriminări bazate pe naționalitate, în privința condițiilor de muncă, remunerației sau ruperea relațiilor de muncă în comparație cu cetățenii statului respectiv din CE. Aceeași regulă se aplică forței de muncă din statele membre ale CE în statele central-europene respective. De asemenea, Consiliul de Asociere respectiv este împuternicit să adopte măsuri corespunzătoare în vederea coordonării sistemelor de protecție socială, în avantajul muncitorilor din statele CE și central-europene.

Alte prevederi

Acordurile stabilesc prevederi specifice în privința liberalizării mișcării capitalului, care au drept scop facilitarea investiției. Într-adevăr,

părţile se obligă să creeze condiţiile necesare pentru aplicarea treptată a regulilor comunitare în privinţa mişcării libere a capitalului între teritoriile lor.

Fiecare stat central-european se obligă să-şi modifice treptat legile pentru a le apropia de cele ale CE, condiţie recunoscută ca foarte importantă pentru integrarea economică a acestor state în CE.

De asemenea, la capitolul VI al fiecărui acord părţile se obligă să stabilească o cooperare economică într-o gamă largă de domenii în vederea apropierii dezvoltării economice şi sociale a statelor central-europene.

Cooperarea avută în vedere include încurajarea restructurării şi dezvoltării unor sectoare cum ar fi agricultura, transporturile, sistemul bancar, telecomunicaţiile şi încurajarea învăţământului. Capitolul VII al fiecărui acord prevede cooperarea culturală, iar capitolul VIII evidenţiază asistenţa financiară dată de CE ţărilor central-europene (de exemplu, G24, Banca Europeană pentru Investiţii şi programul PHARE).

Concluzii

Acordurile au fost privite cu multă satisfacţie, ca prilej de importanţă economică şi politică considerabilă. Se aşteaptă ca acordurile să facă posibilă declanşarea unor acţiuni de comerţ şi investiţii între CE şi ţările central-europene. Ele vor fi de asemenea de real ajutor în dezvoltarea economică şi stabilitatea politică a ţărilor Europei centrale şi vor constitui baza intrării ulterioare în CE.

În privinţa sectorului siderurgic, perspectivele comerciale evidente acum pentru industria siderurgică a CE în ţările central-europene şi măsurile de protecţie a comerţului conţinute în acorduri ar trebui să înlăture orice grijă că de aceste acorduri beneficiază necinstit industria siderurgică din ţările central-europene, în detrimentul celei din CE.

Revista revistelor

Metallurgical Plant and Technology, R.F.G., 1991, nr. 6

— Modificări regionale puternice pe piaţa mondială a oţelului, p. 14

— O nouă linie de recoacere şi decapare pentru benzile la rece din oţel inoxidabil la firma Ilva, Turin — Italia, p. 20

— Noi electrozi din grafit — cheia creşterii productivităţii cuptoarelor electrice cu arc, 24

— Industria siderurgică în R.P. Chineză — progrese înregistrate şi probleme care apar, p. 40

— Analizele experimentale — legătura vitală între analizele analitice şi procesele actuale sau comportarea componentelor. Exemplificare: caracteristicile oalelor pentru oţel şi evaluarea zonei de solidificare la maşina de turnare continuă, p. 48

— Turnarea continuă — situaţia actuală şi perspective, p. 56

— Prima instalaţie de galvanizare electrolitică din Europa pentru benzi de maximum 2080 mm lăţime a fost pusă în funcţiune la firma Sikel, N. V., Belgia, p. 69

— Controlul de proces la elaborarea oţelului — funcţii, concepte şi proiectarea sistemului, p. 76

Evenimente Internaţionale

Cel de-al doilea congres internaţional asupra elaborării cocsului, Londra, 1992, 28-30 sept. (vol. II)

LUCRĂRI PREZENTATE IN PLENUL SESIUNII

Evoluţia tehnicii în viitor — punctul de vedere european, p. 2
Evoluţia tehnicii în viitor — punctul de vedere japonez, p. 21

PRINCIPII ŞI ASPECTE TEORETICE, AUTOMATIZARE ŞI NOI TEHNOLOGII

MECANISMELE CARBONIZĂRII ŞI PRESIUNEA DE COCSIFICARE

Presiunea de cocsificare — cauze, măsurare şi control, p. 40
Ce se întimplă la formarea semicocsului, p. 62
Studiu privind contracţia laterală a şarjei de cărbune şi influenţa acesteia asupra evacuării cocsului, p. 70
Smoala cocsochimică folosită la îmbunătăţirea proprietăţilor de cocsificare a cărbunilor, p. 93
Efectul compoziţiei şarjei de cărbuni asupra presiunii de cocsificare, p. 117
Dezvoltarea unei metode de carbonizare cu evacuarea vaporilor în timpul procesului de cocsificare, p. 122
Presiunea exercitată asupra pereţilor cuptorului în timpul cocsificării p. 134
Efectul diferiţilor componenţi ai şarjei complexe asupra cocsului de turnătorie, p. 141
Caracteristicile fizicochimice ale transformărilor termice care au loc în cărbuni în timpul cocsificării, p. 147

PROPRIETĂŢILE CĂRBUNILOR ŞI FORMAREA ŞARJELOR

Selectarea cărbunilor şi fazele de preparare necesare îmbunătăţirii calităţii cocsului în siderurgia indiană, p. 152
Producerea cocsului metalurgic prin tehnologia de încărcare ştampată şi utilizarea cocsului mărunt recirculat, p. 172
O evaluare a cărbunilor cocsificabili şi conceperea unor metode restrictive pentru gruparea cărbunilor, p. 190
Analiza termică realizată prin rezonanţa magnetică protonică : o metodă nouă de evaluare a cărbunilor cocsificabili, p. 203
Efectul structurii materialului organic asupra proprietăţilor de cocsificare şi a formării texturii cocsurilor model, p. 214
Selectarea cărbunilor pentru fabricarea cocsului prin tehnologiile clasice de încărcare ştampată şi în vrac, p. 231
Criterii de selectare şi amestecare a cărbunilor pentru distilarea la temperatură ridicată în condiţii de siguranţă, în scopul producerii cocsului cu reactivitate ridicată faţă de CO_2. Studiu pentru noua cocserie de la Trieste, p. 236

AUTOMATIZARE, APARATURĂ ŞI CONTROL

Aparatura de măsură şi control pentru cuptoarele de cocsificare, p. 244
Noi metode de control al cuptoarelor de cocsificare, p. 264
Experienţe în utilizarea sistemului de conducere a procesului de cocsificare la cocseria de la Rautaruukki, p. 282
Încălzirea şi controlul de proces la cocseria firmei Sidmar, p 291
Sistem integrat de producere a cocsului, p. 311
Automatizarea procesului la cocseria de la Kwangyang-Coreea de Sud, p. 330
Tendinţe noi privind utilizarea gudroanelor acide din cocserii, p. 350
Sistem microcomputerizat pentru controlul temperaturii şi optimizarea în întregime a cuptoarelor de cocsficare, p. 354

SIMULAREA FIZICO-MATEMATICĂ

Modelarea matematică a proceselor de cocsificare-mecanismul generării presiunii de cocsficare, p. 374
Un model de cocsificare cuprinzător bazat pe transferul de căldură şi masă, p. 397
Proces de cocsificare avansat bazat pe conductivitatea ridicată a pereţilor cuptorului, p. 413
Influenţa preîncălzirii cărbunilor de rang diferit asupra calităţii cocsului, p. 424

TEHNOLOGII DE DEZVOLTARE, PROIECTARE ŞI ECHIPAMENTE

Fabricarea cocsului după modelul nerecuperator Jewell-Thompson cu recuperare de căldură şi generare de energie, p. 434
Perspective privind noua tehnologie de producere a cocsului în flux continuu, p. 448
Fabricarea cocsului într-un reactor de cocsificare Jumbo, p.467
Construcţia noii cocserii Kaiserstuhl III : dezvoltare, concepere şi perspective, p. 489
Dezvoltarea tehnicilor de încărcare a cărbunelui uscat în cuptoarele clasice de cocsificare, p. 518
Separarea resurselor de gaz în uzinele metalurgice şi dezvoltarea industriei chimice, p. 530
Model de calcul pentru determinarea rezistenţei cocsului cu ajutorul calculatoarelor de tip I.B.M. P.C.A.T/X.T., p. 541
Cocs brichete pentru utilizarea în turnătorii, p. 545
Combustibil fără fum : o alternativă de combustibil pentru scopuri casnice, p. 555

INSTITUTUL PENTRU PROIECTARI DE SECTII SI UZINE DE LAMINARE

România - 70.083 - Bucuresti
Str.Negustori nr.23-25,Tel.6.15.87.39
6.38.35.35. Fax 00400/6.15.00.31

OFERA:

AGENTILOR ECONOMICI SI PERSOANELOR FIZICE LA PRETURI FOARTE AVANTAJOASE SI NEGOCIABILE

. Studii, consulting, know-how, engineering, proiectare de execuţie şi asistenţă tehnică pentru :

- restructurarea, retehnologizarea, modernizarea şi reparaţiile capitale ale laminoarelor, secţiilor de tras şi trefilat.

. Studii de soluţie, de prefezabilitate, de fezabilitate şi de piaţă.

. Proiecte pentru :

- tehnologii, procese, utilaje, cuptoare, echipamente şi instalaţii complexe pentru fluxuri de laminare plate, profile, ţevi, trase, trefilate din oţel şi neferoase ;
- linii de procesare ;
- tehnologii şi instalaţii complete de decapări, prelucrări chimice de suprafeţe, acoperiri metalice şi nemetalice ale produselor, protecţii anticorozive şi gaze de protecţie ;
- combaterea poluării din apă, aer, sol ;
- plan general (sistematizare, căi ferate, drumuri, topo şi lucrări de transporturi).

. Proiecte pentru utilaje (prese, utilaje de transport, reductoare nestandardizate).

. Proiecte pentru construcţii, extinderi, modernizări, expertize, consolidări.

. Proiecte pentru

- instalaţii de alimentare electrică de distribuţie, de forţă şi lumină ;
- instalaţii de automatizare, măsură, comandă şi reglare ;
- instalaţii de supraveghere, gestiune şi conducere pe calculator a proceselor tehnologice şi pentru structurile hardware şi software.

. Proiecte pentru instalaţii de alimentare cu apă, fluide energetice, de canalizare, termoficare, ventilaţii.

. Documentaţie pentru :

- patrimoniu şi pentru atestarea dreptului de proprietate.

IPROLAM S.A.

Societatea Comercială **„CABLUL ROMÂNESC“** *S. A. — Ploieşti este unitatea „numărul unu“ din România în fabricarea cablurilor din oţel pentru tracţiune, a funiilor din aluminiu şi a conductorilor neizolaţi din oţel-aluminiu pentru transportul energiei electrice.*

Înfiinţată în anul 1925, prin dezvoltări şi modernizări succesive, unitatea poate executa astăzi orice tip de cablu, după cele mai actuale standarde din lume: DIN; N.F.; B.S.; A.P.I.; J.S.; GOST; STAS; ISO.

Societatea **„CABLUL ROMÂNESC“** *asigură o înaltă calitate şi fiabilitate, ceea ce a dus la dezvoltarea exportului în ţări din toate continentele globului.*

Adresaţi-vă cu încredere Societăţii Comerciale **„CABLUL ROMÂNESC“** *S. A. — Ploieşti!*

“CABLUL ROMÂNESC“ *Trade Company, located in Ploieşti (a joint-stok company), is the number one manufacturer in Romania of steel cables for hauling, aluminium ropes and non-insulated steel-aluminium mains for electric energy transport.*

Founded in 1925 and subjected to a series of modernizations and developments, this company is able to manufacture any kind of cables, in accordance with advanced international standards: DIN; N.F.; B.S.; A.P.I.; J.S.; GOST; STAS; ISO.

“CABLUL ROMÂNESC“ *Company guarantees high quality and reliability, that leads to the development of exports to countries on all continents.*

Appeal with full trust to **“CABLUL ROMÂNESC“** *Co., Ploieşti.*

PLOIEŞTI—ROMÂNIA
B-dul REPUBLICII NR. 93. COD 2000
☎ 097/13 22 00. TELEX 19277. FAX 097/13 46 32

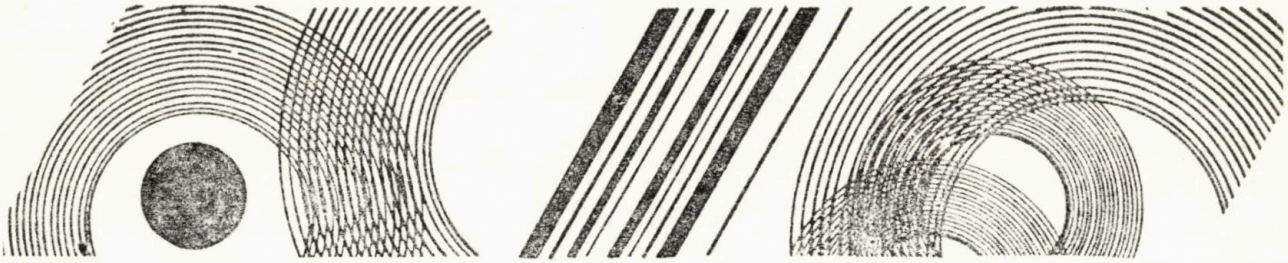
SOCIETATEA COMERCIALĂ

„CABLUL ROMÂNESC" S.A.

PLOIEŞTI–ROMANIA

B-dul Republicii nr. 93, cod 3000. Tel. 097/13.22.00. Telex 19273. Fax 097/13.46.32

INDUSTRIA SÎRMEI S.A.
CÎMPIA TURZII ROMANIA



NUMBER ONE IN ROMANIA

Offers:

- ROLLED WIRE AND SECTIONS
- DRAWN BARS
- ELECTRIC CABLES
- NAILS
- PULL ROPES
- FORGINGS
- CARBON STEEL AND ALLOY STEEL DRAWN WIRE
- NON-FERROUS ALLOY DRAWN WIRE
- WIRE AND STRANDS FOR REINFORCEMENT
- STAINLESS STEEL AND RESISTANT ALLOY DRAWN WIRE
- WELDING WIRE, ELECTRODES AND FLUXES
- BARBED WIRE
- WIRE NETS
- SINTERED PARTS OF METAL CARBIDES

NUMARUL UNU IN ROMANIA

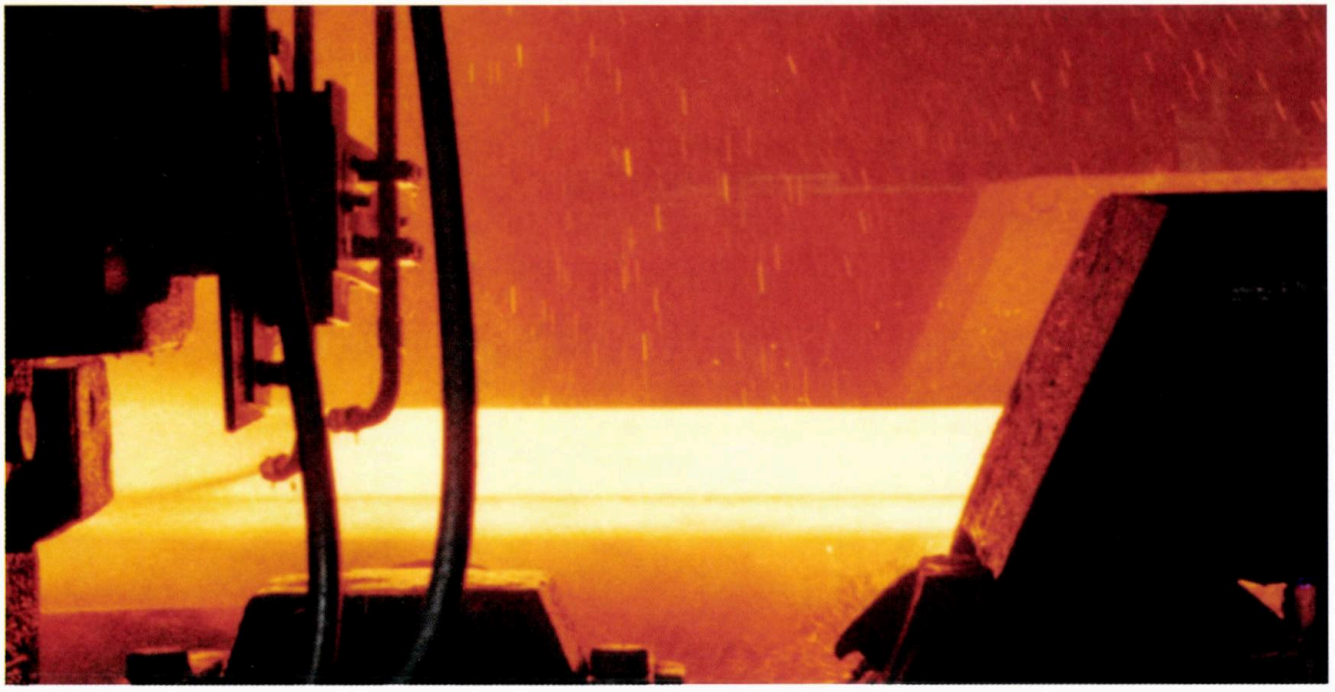
Oferă:

- SÎRME ŞI PROFILE LAMINATE
- BARE TRASE
- CABLURI ELECTRICE
- CUIE
- CABLURI DE TRACŢIUNE
- PIESE FORJATE
- SÎRME TREFILATE DIN OŢEL CARBON ŞI OŢEL ALIAT
- SÎRME TREFILATE DIN ALIAJE NEFEROASE
- SÎRME ŞI TOROANE PENTRU ARMAREA BETONULUI
- SÎRME TRASE DIN OŢEL INOX ŞI ALIAJE REZISTIVE
- SÎRME, ELECTROZI ŞI FLUX DE SUDURĂ
- SÎRMĂ GHIMPATĂ
- PLASE DIN SÎRMĂ
- PIESE SINTERIZATE DIN CARBURI METALICE

Your orders can be sent on our address: Industria Sîrmei S.A., Str. Laminoriştilor nr. 45 Cîmpia Turzii 3351 – România. Telefon 095/368150, Telex 312812. Fax 095/367460

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

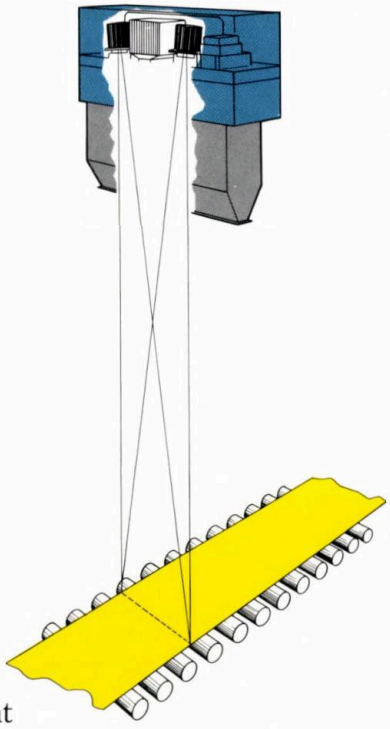
Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.



Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

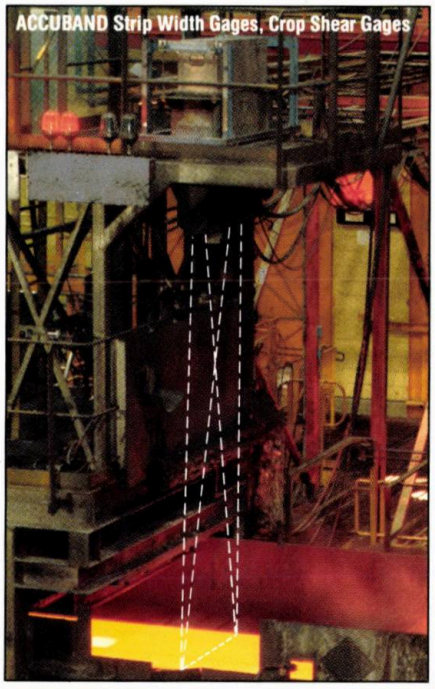
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

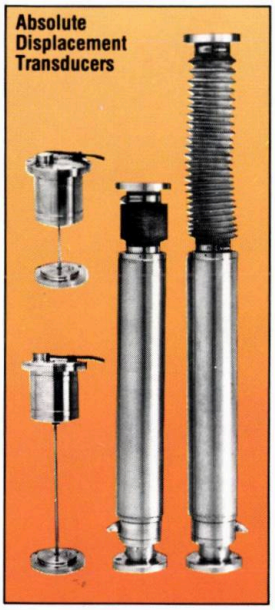
WINNER 1992 INNOVATION

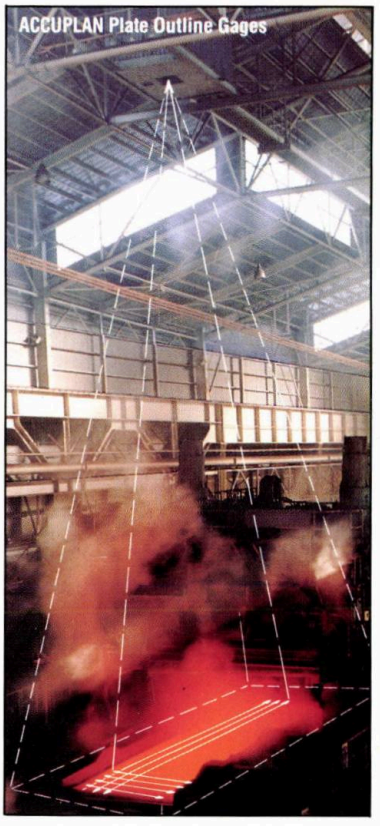
KELK

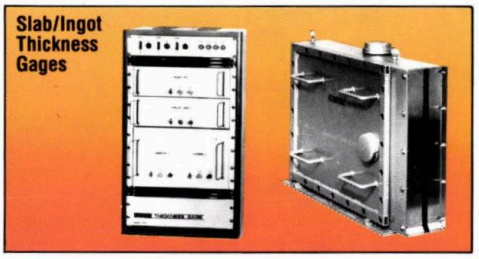
Sensors for Rolling Mills

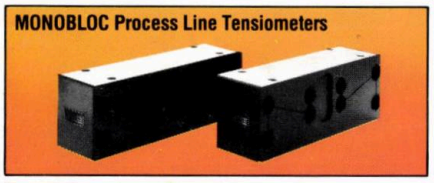
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

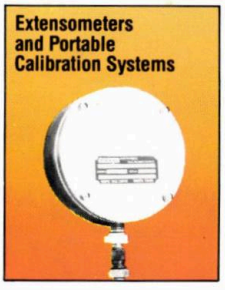


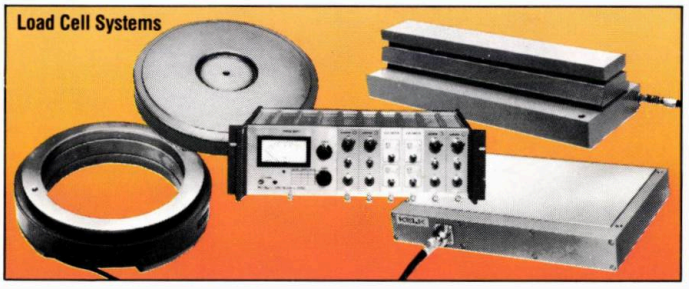












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK

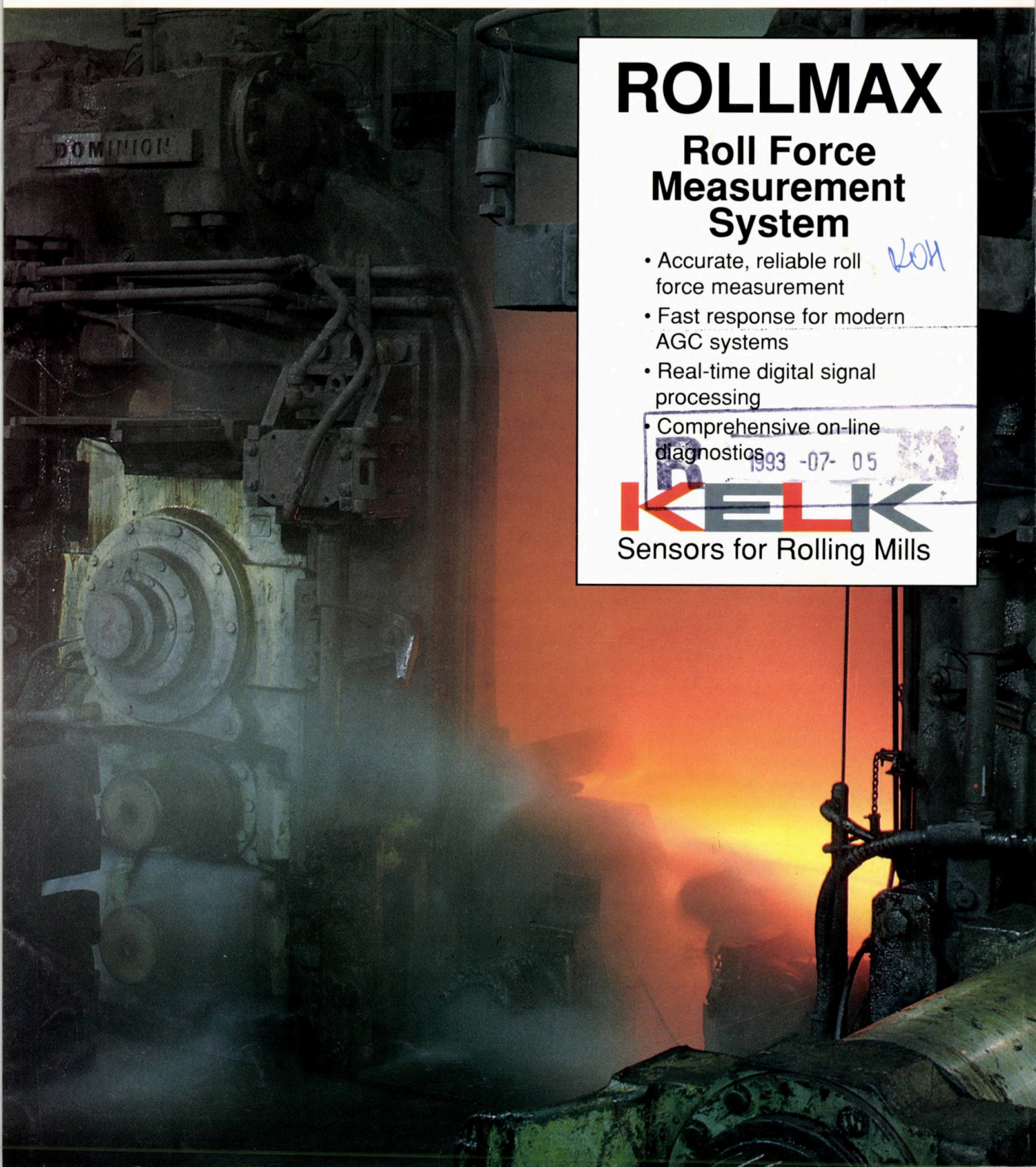
Sensors for Rolling Mills

E 3280 Ref

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

2/93

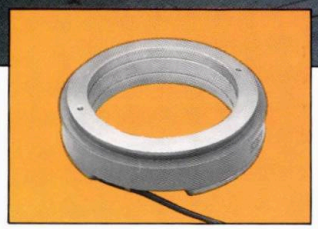


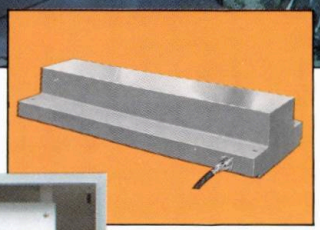
ROLLMAX
Roll Force Measurement System
• Accurate, reliable roll force measurement
• Fast response for modern AGC systems
• Real-time digital signal processing
• Comprehensive on-line diagnostics
KOH
1993 -07- 05
KELK
Sensors for Rolling Mills

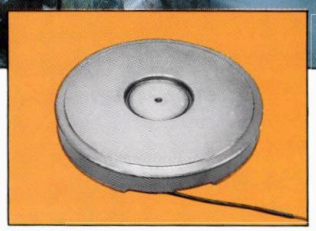
Introducing ROLLMAX...

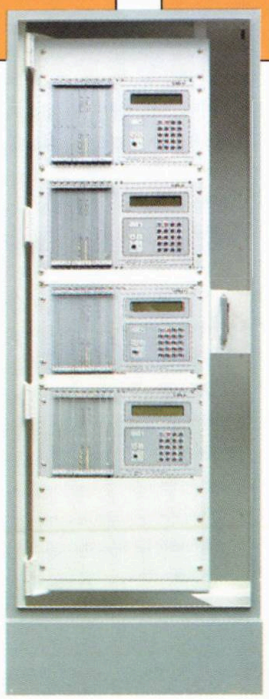
Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!









With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

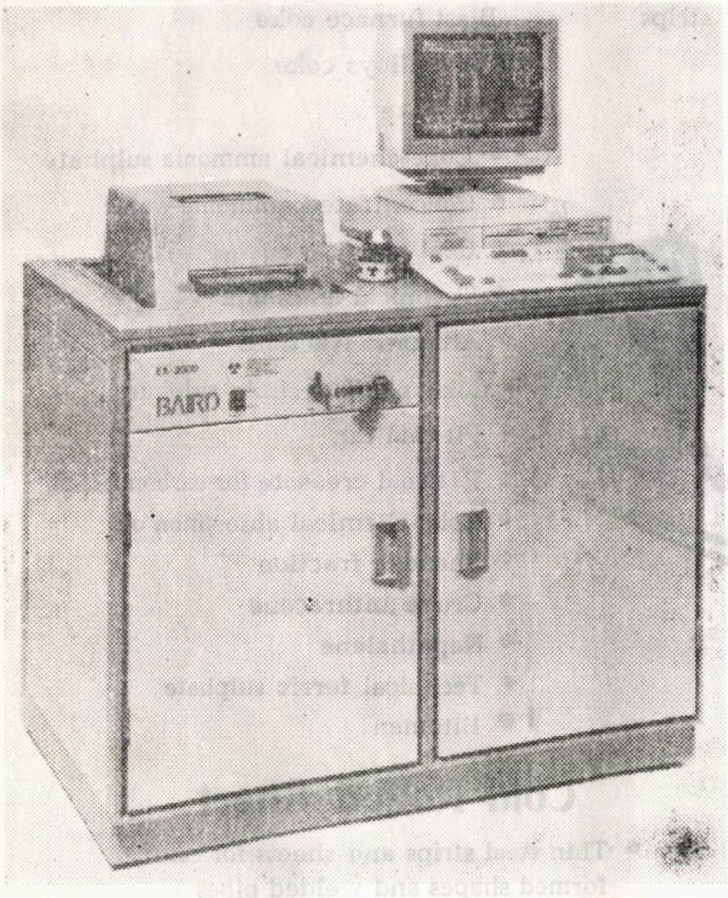
Sensors for Rolling Mills

BAIRD SPECTROMETERS

Noua gamă de spectrometre EDXRF pentru aplicații industriale și de laborator

BAIRD anunță introducerea unei noi game de spectrometre de înaltă performanță: spectrometrele XRF din seria BAIRD EX. Aceste sisteme sînt proiectate pentru a satisface cerințele aplicațiilor industriale severe la fel de bine ca și cele de cercetare & proiectare.

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883



Rapidă, analiza nedistructivă elementală XRF permite domenii analitice de la ppb la 100%. Materialele analizabile includ solide, lichide și pulberi.

Gama BAIRD EX Spectrometers este oferită să completeze binecunoscutele game BAIRD ICP și BAIRD ARC/SPARC.

Este oferit un total de 6 diferite instrumente de înaltă performanță, fiecare model fiind conceput pentru a se adresa unei aplicații specifice și/sau cerințe de performanță.

Dispunînd de detectori Si(Li) de înaltă rezoluție (150eV la 5,9 keV) și de soft "easy-to-use" compatibil PC, seria EX prezintă cea mai completă și avansată gamă de instrumentație EDXRF disponibilă azi.

Sortarea materialelor, proceduri de analiză calitativă și cantitativă sînt disponibile. În plus, două pachete de programe pot fi utilizate pentru a reduce numărul de standarde în calibrare și/sau rezolvarea matricilor complicate. În sfîrșit, o aplicație specială este oferită industriei de semiconductori pentru a măsura filme subțiri pe wafere de Si.

Gama BAIRD EX include:

- spectrometrul EX-3000 cu tub cu fereastră frontală 50kV, 200W și geometrie de cuplare tub-probă-detector cu distanțe minime
- spectrometrul EX-6000 cu două tuburi RX încorporate, două moduri de excitare: primara și secundara și 8 filtre sau ținte secundare
- spectrometrul EX-12000 cu tehnologie de selecție preliminară a energiei, pentru a permite limite de detecție de ordinul ppb

Toate sistemele încorporează computere compatibile IBM/MS-DOS și interfață grafică. În plus, seria EX poate fi ușor cuplată la cele mai multe rețele de calculatoare.

Pentru informații asupra seriei BAIRD EX contactați:

BAIRD EUROPE B.V.
Produktieweg 30
2382 PC Zoeterwoude
The Nederlands
Tel. (+31) 71-413151
Fax (+31) 414899

IMO

SIDEX

Iron and Steel Complex of Galatz

manufactures and exports for you

Hot Rolled Flat Products

- Ordinary steel strips and plates for constructions
- Fine grained steel strips and plates for welded constructions
- Atmospheric corrosion resistant steel strips and plates
- Shipbuilding steel plates
- High quality carbon steel strips and plates for machine building
- Steel plates for boilers and pressure vessels
- Steel strips and plates for cold bending and deep drawing
- Steel strips and plates for side bars and other parts with small bending radius
- Steel plates for mining equipment
- Stainless steel strips and plates and refractory steel for nuclear and aeronautical industry
- Steel strips and plates for automobile rims

Steel Semi-products

- Continuous cast or rolled slabs
- Continuous cast blooms
- Rolled billets

Coke-chemical products
Blast furnace coke

- Ferro-alloys coke
- Fine coke
- Coke-chemical ammonia sulphate
- Concentrated ammonia water
- Coal tar
- Technical ammonia
- Aromatic fractions
- Coke plant technic sulphur
- Pit coal tar
- Pit coal creosote for carbon black
- Coke-chemical absorption oil
- Phenolic fraction
- Crude anthracene
- Naphthalene
- Technical ferric sulphate
- Bitumen

Cold Rolled Sheet

- Thin steel strips and sheets for cold formed shapes and welded pipes
- Sheets and strips for deep drawing
- Steel sheets and strips for car industry and sheets

Other Products

- Liquid and gas oxygen
- Liquid and gas nitrogen
- Liquid and gas argon
- Granulated blast-furnace slag
- Non-iron slag

GALATZ
1, SIDERURGIȘTILOR STREET
COD 6200
Tel.: 934/30 004; 30 109
TELEX: 51.257; 51.312

COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI
SIDEX
ROMANIA

A life experience on the steel market and many friends in the steel business!

METALURGIA

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

2 FEBRUARIE 1993

Sumar

Mustață Iuliana, Mihăilescu Doina și Mustață C. T.: **Particularitățile proceselor fizico-chimice la elaborarea oțelurilor în convertizorul cu insuflare combinată a oxigenului** 5

Sandu Fl. I. și Strugari Fl.: **Realizări și perspective în fabricația de țagle pentru țevi la combinatul siderurgic „SIDEX" S. A. Galați** 13

Trușculescu M., Șerban V. A. și Lita M.: **Cristalizarea aliajelor amorfe pe bază de fosfor** 15

Geamăn V.: **Studiul defectelor ce apar la compactarea izostatică a materialelor metalice** 22

Cojocaru M., Grigorescu G., Sfăt C. și Hegheduș C.: **Creșterea rezistenței la coroziune în medii bazice a alamelor monofazice prin utilizarea inhibitorilor indigeni** 24

Semenescu A., Gurgu O., Vâlceanu L. și Pivniceru R.: **Cercetări privind recuperarea resurselor energetice secundare utilizînd arzătoare tip flacără continuă regenerativă** 28

Sofroni L., Pană Mihaela, Rusea Daniela, Neagu Mihaela și Secăreanu Liliana: **Considerații privind poluarea cu pulberi în turnătorii** 33

Brian T. Loton: **Noi direcții în comercializarea oțelului (traducere)** 37

Revista revistelor 14, 32

Evenimente internaționale și naționale 38, 39, 40

Colegiul de redacție

(ÎN ORDINE ALFABETICĂ)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, GHEORGHE BUJGOI, ION CHIOSE, TOADER DUMITRACHE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, OCTAVIAN GRĂMADĂ, RADU HANGA, GHEORGHE LEPĂDATU, ȘTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, ALEXANDRU ORZAȚĂ, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIN POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROȘCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, COSTIN SCORȚEA, HORAȚIU VODĂ

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I. VÎRCOLACU

Șef CIDMET: ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redacția și administrația: București, str. Mendeleev, nr. 21—25, sector 1, cod 70 168: telefon 659 49 90 Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 6 000 anual. Costul unui exemplar: lei 500.

Traducere: ing. Sabin Florea Stilizare: Ioana Kuglay Corectură: Rodica Roșu

contents METALURGIA 2/'93

DC: 669.184.144.66

Iuliana Mustață, Doina Mihăilescu, and C. T. Mustață: **The features of physico-chemical processes during the combined oxygen blow steelmaking**

This paper makes a detailed analysis of the physicochemical process occuring during a combined oxygen blow converter steel making.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 5

DC: 669.412.621.774

Fl. I. Sandu and Fl. Strugari: **Achievements and outlook in manufacture of billets for tubes at the „SIDEX" S.A. Galatzi integrated steel works**

Since 1987, „SIDEX S. A." Galatzi has been making steel billets for tubes.

Surface cracking is one of the problems encountered. To improve surface quality, the silicious plates of the tundish will be replaced with basic lining, manufactured in Romania by Daussan (France).

Other measures to improve billet quality are: metal jet protection with submerged nozzle and monoblock plug, steel solidification in magnetic field, optimization of rolling technology.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 13

DC: 548.5

M. Truşculescu, V. A. Şerban and *M. Liță*: ***P*-base, amorphous alloys crystallization**

The paper presents an investigation on finding the reversibility range for certain representative amorphous alloys belonging to Fe—P—(E) family.

With this in view, the authors have found the crystallization temperature, Tx (transit from amorphous to crystalline), using the X-ray analysis; the tests have been performed on a machine with a vacuum heating chamber. The results have been suplimented with metallographic optical analysis, resulting that the amorphous state is maintained for $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ alloys up to 330° C and for $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$ alloys up to 390° C.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 15

DC: 621.762.019

V. Geamăn: **Investigation of defects occurring during high isostatic pressing of metal material**

The authors report the most frequent defects occuring during the high isostatic pressing of metal powders.

Defect analysis is shown in a table, emphasizing their types, appearance and causes and suggesting remedy actions when possible.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 22

DC: 669.35'5.620.139

M. Cojocaru, G. Grigorescu, C. Săt, and Hegheduş, C.: **The increase of monophase brass corrosion resistance in alkaline environments by using indigenuous inhibitors**

Thr behaviour of copper and its alloys in alkaline environments is unsatisfactory; at high temperatures, the corrosion rate is very high, with a tendency towards pitting and caustic brittleness.

The paper presents the experimental results, aiming to increase corrosion resistance of monophase brass in alkaline environments using indigenuous inhibitors (thioureea).

The use of mathematical programming for the experiment led to convincing results regarding the optimal inhibitor concentration in 10% ammonium hydroxide solutions, that monophase brass be considered „very resistant" instead of „low resistant" material.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 24

DC: 004.86.004.8

A. Semenescu, O. Gurgu, L. Vâlceanu and R. Pivniceru: **Investigations on secondary resources recovery using regenerative continuous flame burners**

Starting from the idea of making a fuel gas burner system with high and pollution-free thermal yield, the paper suggests a solution for these problems by using continuous regenerative flame burners, their operation principle, construction, thermal effects and the main advantages of these up-to-date burners.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 28

DC: 621.74.628.5

L. Sofroni, Mihaela Pană, D. Rusea, M. Neagu, and L. Secăreanu: **Powder pollution in foundries**

The paper deals with an analysis-study of powders pollution in a cast iron foundry. Estimation of expose time of powders in air suspension has been done in all activity fields, generating in this way professional noxious matter depending on pieces made here.

The results show an excess of maximal allowed concentrations for silicogen powders with a content exceding 10% free crystalline silicon dioxide.

Therefore, in the end of this paper certain measures are recommended for depollution, emphasizing especially the use of foam.

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 33

Brian T. Loton: **New directions in steel marketing**

Metalurgia 45 (1993), no. 2, p. 33

METALURGIA 2/'93 contents

PARTICULARITĂȚILE PROCESELOR FIZICO-CHIMICE LA ELABORAREA OȚELURILOR ÎN CONVERTIZORUL CU INSUFLARE COMBINATĂ A OXIGENULUI

Ing. Iuliana Mustață și
Ing. Doina Mihăilescu
Ministerul Învățămîntului
Ing. C. T. Mustață
ICECHIM

CZ : 669.184.144.66

Pentru analiza particularităților proceselor fizico-chimice care au loc la elaborarea oțelului în convertizorul cu insuflare combinată a oxigenului, este necesară o prezentare sumară a evoluției procedeului.

Procedeul LD clasic a fost permanent îmbunătățit și perfecționat, trecînd de la faza cu insuflarea oxigenului pe sus, prin lance, la faza cu insuflarea oxigenului prin vatră și, mai recent, la insuflare combinată. Principalele avantaje ale procedeului de insuflare prin vatră sînt : scoaterea metalică mai bună, consum mai redus de feroaliaje, posibilități mai largi de elaborare a unor oțeluri cu conținut scăzut de carbon, posibilitatea barbotării băii metalice la sfîrșitul insuflării oxigenului etc.

Pe parcurs, însă, procedeul de insuflare a oxigenului prin vatră s-a dovedit a avea propriile lui inconveniente, și anume conținut relativ ridicat de gaze în oțel, cotă scăzută de fier vechi în încărcătură etc.

În vederea îmbinării avantajelor procedeului cu insuflare pe sus cu cele ale procedeului cu insuflare pe jos, s-au făcut studii și cercetări pe un nou tip de convertizor, convertizorul cu insuflare combinată.

Insuflarea combinată constă în insuflarea de oxigen pe la partea superioară, prin lance, concomitent cu o insuflare de gaz inert și/sau oxigen pe la partea inferioară (fig. 1).

În ceea ce privește insuflarea fluidelor, trebuie remarcat că, în timp ce în Europa si S.U.A. se folosesc în general elemente poroase permeabile, în Japonia se utilizează orificii (țevi și duze) montate în vatra convertizorului.

Comparativ cu procedeul LD clasic, procedeul cu insuflare combinată prezintă o serie de avantaje cum ar fi scoaterea de metal, care crește cu 1—2%, consumuri mai mici de dezoxidanți, grade relativ ridicate de defosforare și desulfurare, creșterea cotei de fier vechi în încărcătură etc.

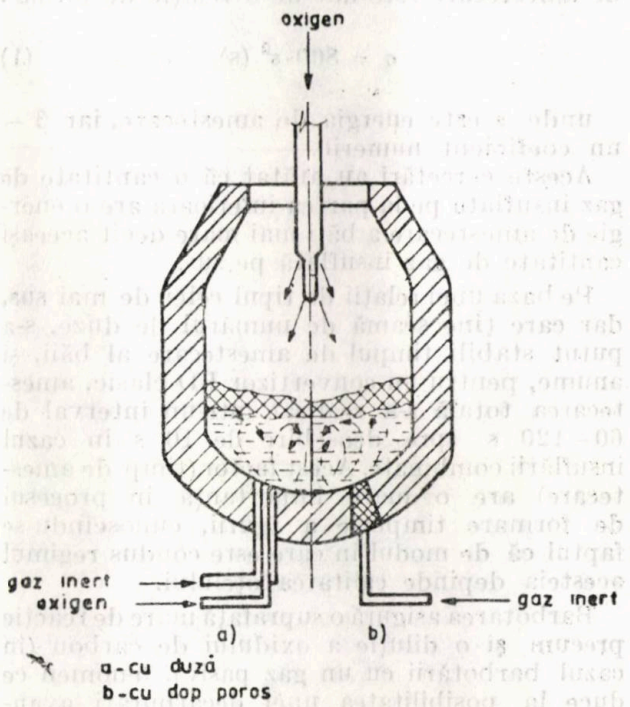


Fig. 1. Convertizor cu insuflare combinată
Fig. 1. Combined blowing converter

Cele mai cunoscute procedee de insuflare combinată utilizate (deși denumite în mod diferit, ele sînt similare din punct de vedere funcțional) sînt LBE, OBM—S, TBM, LD—KG, LD—OB, LD—CL etc.

În general, desfășurarea proceselor metalurgice în cazul insuflării combinate este similară cu cea a procedeului LD clasic, prezentînd însă

unele particularităţi, dictate de noile condiţii termodinamice create prin injectarea fluidelor prin partea de jos. În acest sens se vor analiza particularităţile procedeului de insuflare combinată, şi anume comportamentul fluidului insuflat prin vatră, formarea zgurii, oxidarea elementelor din baia metalică, îndepărtarea sulfului.

Influenţa fluidului injectat prin vatra convertizorului

Insuflarea unui fluid prin vatra convertizorului duce la formarea unor coloane de bule care străbat întreaga masă de metal, provocînd o amestecare puternică a băii metalice. Această barbotare se realizează într-un timp mai lung sau mai scurt, în funcţie de numărul de duze (dopuri poroase) utilizate şi de cantitea de gaz insuflat, deci de energia de amestecare.

Studiile pe model rece au arătat că timpul de amestecare este dat de o relaţie de forma :

$$\sigma = 800 \cdot \varepsilon^{\beta} \text{ (s)} \qquad (1)$$

unde ε este energia de amestecare, iar β — un coeficient numeric.

Aceste cercetări au arătat că o cantitate de gaz insuflată pe la partea inferioară are o energie de amestecare a băii mai mare decît aceeaşi cantitate de gaz insuflată pe sus.

Pe baza unei relaţii de tipul celei de mai sus, dar care ţine seamă de numărul de duze, s-a putut stabili timpul de amestecare al băii, şi anume, pentru un convertizor LD clasic, amestecarea totală s-a realizat într-un interval de 60—120 s spre deosebire de 10 s în cazul insuflării combinate. Acest factor (timp de amestecare) are o mare importanţă în procesul de formare timpurie a zgurii, cunoscîndu-se faptul că de modul în care este condus regimul acesteia depinde calitatea oţelului.

Barbotarea asigură o suprafaţă mare de reacţie precum şi o diluţie a oxidului de carbon (în cazul barbotării cu un gaz pasiv), fenomen ce duce la posibilitatea unei decarburări avansate.

În cazul insuflării pe sus zona de reacţie este limitată în general la zona de impact a jetului de oxigen cu baia, spre deosebire de insuflarea combinată unde se realizează un contact mai intim între fluid şi baie.

În acest fel se îmbunătăţeşte substanţial alimentarea băii metalice cu oxigen şi, deci, accelerarea reacţiilor în proces. După cum s-a arătat, fluidul injectat poate fi gaz neutru, o hidrocarbură sau oxigen. În cazul gazului neutru acesta influenţează desfăşurarea proceselor prin mărirea frontului de reacţie, diluţia CO, reducerea nivelului incluzionar, omogenitatea termică şi chimică a băii.

Dacă fluidul este oxigenul, acesta participă efectiv la procesele de oxidare a elementelor din baie, asigură o omogenizare termică şi chimică şi reduce nivelul incluzionar prin barbotarea băii (ca oxigen-gaz, pînă se consumă în reacţie şi apoi ca CO şi CO_2).

Din reacţia oxigenului cu carbonul, se observă că oxigenul are un efect de barbotare mărit, comparativ cu acelaşi volum de gaz inert, deoarece dintr-un mol de O_2 ce reacţionează cu [C] rezultă doi moli de CO.

Hidrocarburile sînt folosite pentru răcirea duzelor prin care se insuflă oxigenul, ele avînd drept scop protejarea cărămizii portduză şi a duzei propriu-zise. Hidrocarbura utilizată este în special propanul sau gazul metan. Aceste hidrocarburi participă la desfăşurarea procesului în următoarele ipostaze : descompunere (cracare), răcirea fizică a duzei, dizolvarea produselor rezultate prin descompunere, arderea cu oxigen.

Eficienţa procesului de barbotare este însă influenţată de o serie de factori cum sînt mărimea bulelor, viteza de deplasare, timpul de barbotare, natura fluidului, suprafaţa de barbotare etc.

Cinetic, desfăşurarea procesului (diverse reacţii sau antrenarea incluziunilor de către bula de fluid) utilizînd bula de fluid ca germene sau „transportor" are loc astfel : difuzia elementelor din volumul topiturii spre bula de gaz, adsorbţia la suprafaţa bulei, reacţia, desorbţia de pe suprafaţă spre interiorul bulei, evacuarea bulei în atmosfera agregatului. De asemenea, la suprafaţa bulei pot adera incluziuni nemetalice care sînt eliminate o dată cu bula. Această „aderare" a incluziunilor la bula de gaz (fig. 2) se face numai dacă se respectă inegalitatea :

$$\sigma_{o-i} > \sigma_{i-\ell}$$

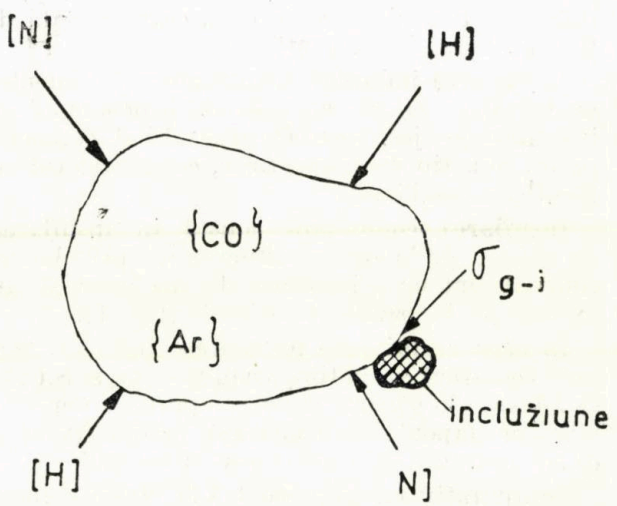


Fig. 2. Schema eliminării gazelor şi incluziunilor nemetalice prin barbotarea băii cu gaze inerte

Fig. 2. The diagram for removal of gases and non-metallic inclusions by inert gas stirring

Decarburarea. În cazul procesului de insuflare combinată, decarburarea băii metalice se face cu o viteză mai mare decît în cazul procedeului cu lance verticală, chiar şi la conţinuturi relativ mici de carbon.

Acest lucru se explică prin faptul că, încă de la începutul insuflării în cazul procedeului combinat, baia metalică primeşte, datorită unei barbotări intense, o cantitate suficientă de oxigen care permite o demarare rapidă a reacţiei de decarburare.

Diferenţa dintre cele două viteze de decarburare se menţine pînă în ultima parte a şarjei, cînd aceasta se micşorează treptat; totuşi, la insuflarea combinată, decarburarea continuă şi după oprirea insuflării oxigenului (fig. 3).

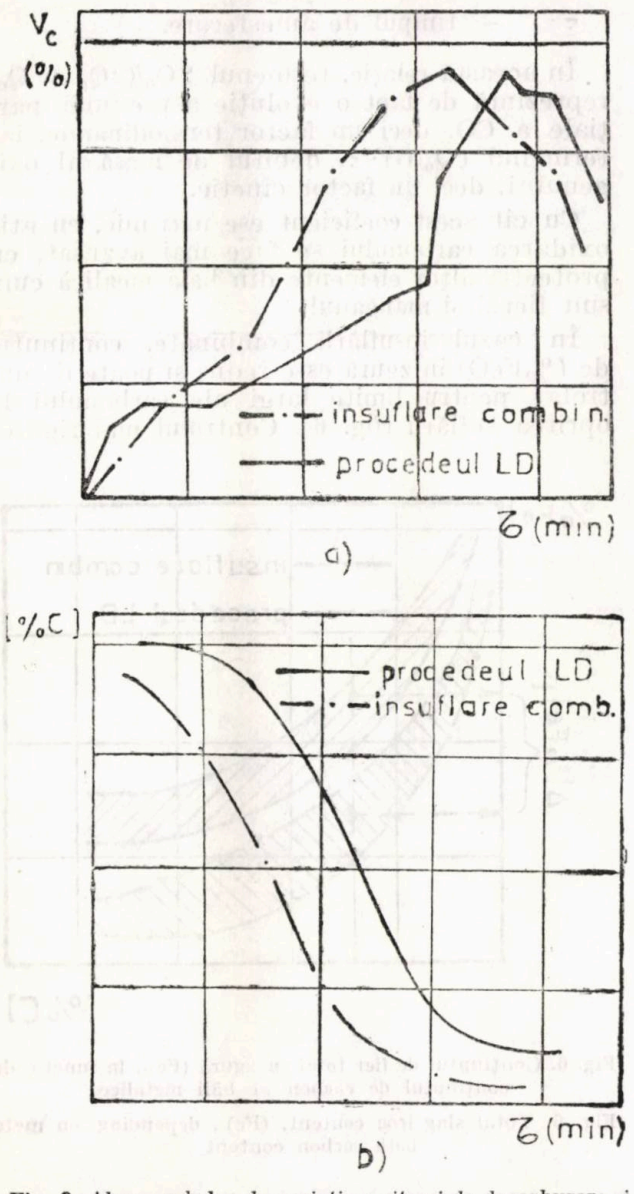


Fig. 3. Alura curbelor de variaţie a vitezei de decarburare şi a conţinutului de carbon în timpul insuflării oxigenului

Fig. 3. Diagrams for decarburizing rate and carbon content variation during oxygen blowing

În această perioadă are loc reacţia dintre carbon şi oxigenul dizolvat.Analiza comparativă a activităţii oxigenului pentru cele două procedee arată că, în cazul procedeului LD, curba conţinutului de oxigen în funcţie de cel al carbonului se plasează deasupra curbei de echilibru, spre deosebire de procedeul cu insuflare combinată (fig. 4).

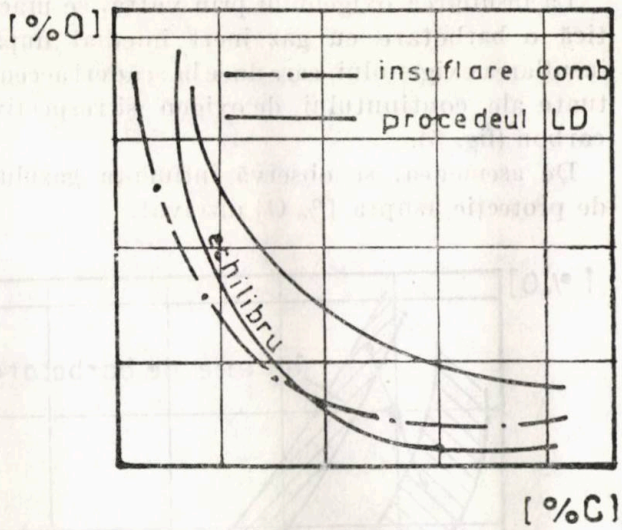


Fig. 4. Curba de echilibru [C]—[O] în cazul convertizorului LD şi al celui cu insuflare combinată

Fig. 4. [C]—[O] phase diagram in LD and combined oxygen blow converters

Acest fapt se poate explica prin analiza reacţiei dintre carbon şi oxigen:

$$[C] + [O] = \{CO\}; \quad K_C = \frac{P_{(CO)}}{a_{[C]} \cdot a_{[O]}} \qquad (2)$$

şi a constantei aparente de echilibru:

$$K'_C = \frac{P_{(CO)}}{[C] \cdot [O]} \qquad (3)$$

de unde rezultă:

$$[O] = P_{(CO)} \frac{1}{K' \cdot [C]} \qquad (4)$$

Se vede clar că oxigenul din baia metalică este direct proporţional cu presiunea parţială a CO şi invers proporţional cu conţinutul de carbon.

În concluzie, conţinutul de oxigen [O] la un conţinut de carbon dat [C] este cu atît mai mic cu cît presiunea parţială a CO este mai mică. Acest lucru se poate realiza prin diluţia CO, şi anume prin insuflarea pe la partea inferioară a convertizorului a gazelor inerte, realizîndu-se astfel un conţinut redus de [O] şi [C] în topiturile barbotate.

Întotdeauna activitatea oxigenului în cazul insuflării pe jos și pe sus este mai mică decît în cazul procedeului LD. Experimental s-a constatat că, dacă la procedeul LD presiunea parțială a CO este de 1,0 at, la procedeul cu insuflare combinată aceasta scade la 0,6 at, valoare care — implicit — influențează favorabil decarburarea.

La insuflarea oxigenului prin vatră, se practică o barbotare cu gaz inert imediat după insuflarea oxigenului, care duce la scăderi accentuate ale conținutului de oxigen și respectiv carbon (fig. 5).

De asemenea, se observă influența gazului de protecție asupra [% O] dizolvat.

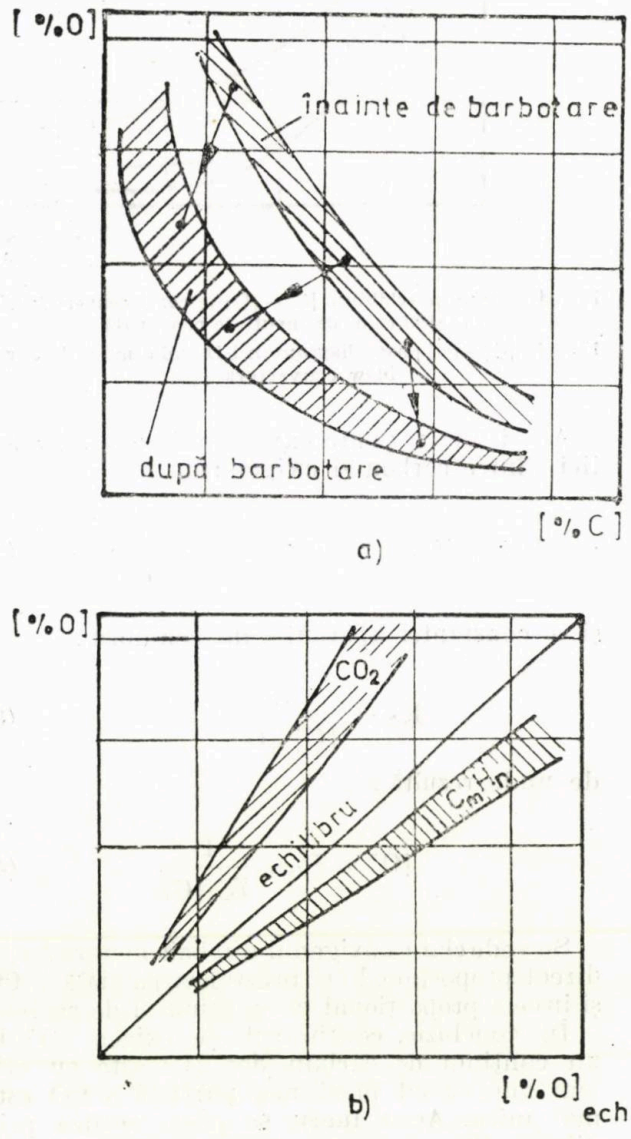


Fig. 5. Influența barbotării băii metalice asupra conținutului final de oxigen în oțel

Fig. 5. The influence of metal bath stirring on final steel oxygen content

Cercetătorii japonezi, printr-o analiză detaliată a regimului carbonului la insuflarea combinată, au stabilit un coeficient de oxidare a carbonului (întîlnit în literatura de specialitate sub denumirea de ISCO) care ține seamă atît de latura cinetică a procesului, cît și de cea termodinamică și este definit prin relația :

$$C = \frac{2Q_0}{2Q_0 + Q_d} \cdot \frac{Q_0}{G} \cdot \tau \qquad (5)$$

în care :

Q_0 este debitul total de oxigen insuflat ;
Q_d — debitul fluidului de diluție ;
G — greutatea șarjei ;
τ — timpul de amestecare.

În această relație, termenul $2Q_0/(2Q_0 + Q_d)$ reprezintă de fapt o evoluție a presiunii parțiale a CO, deci un factor termodinamic, iar termenul $(Q_0/G) \cdot \tau$, debitul de masă al oxigenului, deci un factor cinetic.

Cu cît acest coeficient ese mai mic, cu atît oxidarea carbonului se face mai avansat, cu protecția altor elemente din baia mealică cum sînt fierul și manganul.

În cazul insuflării combinate, conținutul de (%FeO) în zgură este redus și poate fi controlat pentru limite largi ale carbonului la oprirea suflării (fig. 6). Controlul mai riguros

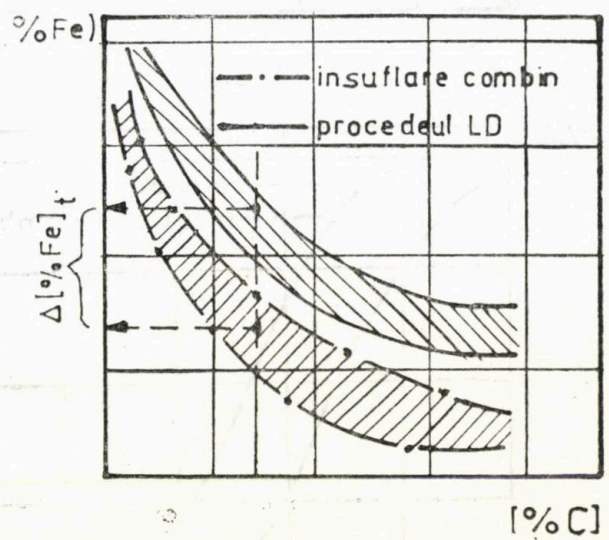


Fig. 6. Conținutul de fier total în zgură $(Fe)_t$, în funcție de conținutul de carbon al băii metalice

Fig. 6. Total slag iron content, $(Fe)_t$, depending on meta bath carbon content

al (FeO) permite un control și asupra procesului de elaborare, știind că (FeO) este un factor de primă importanță.

Regimul manganului. Pentru a înţelege pe deplin mecanismul desfăşurării reacţiei manganului în baie, se face apel la reacţia :

$$[Mn] + (FeO) = (MnO) + [Fe];$$

$$K_{Mn} = \frac{a_{(Mn)}}{a_{[Mn]} \cdot a_{(FeO)}} \qquad (6)$$

sau $K'_{Mn} = \frac{(MnO)}{[Mn] \cdot (FeO)}$

de aici rezultă :

$$L_{Mn} = \frac{(MnO)}{[Mn]} = K'_{Mn} \cdot (FeO) \qquad (7)$$

Din relaţia (7) se observă că reacţia de oxidare a manganului este favorizată de creşterea conţinutului de (%FeO) în zgură. După cum s-a arătat mai sus (la decarburare), în cazul procedeului cu insuflare combinată se realizează o apropiere de echilibru a sistemului zgură-baie metalică, situaţie în care activitatea oxigeului în zgura convertizorului cu insuflare combinată este mai mică decît în cazul procedeului LD (zgura are un conţinut mai redus de FeO).

Acest fapt duce la un grad de oxidare al manganului mai redus decît în procedeul LD, ca atare manganul remanent creşte (fig. 7, a).

Rezultatele recente obţinute în S.U.A., prin măsurători efectuate la elaborarea oţelului în convertizoare cu insuflare combinată, au arătat că manganul remanent, la un conţinut de carbon dat, creşte simţitor, şi anume la [%C] = 0,05% manganul remanent este $[Mn]_r$ = = 0,15% pentru procedeul LD şi $[Mn]_r$ = = 0,30% pentru procedeul cu insuflare combinată (fig. 7,b). S-a analizat de asemenea influenţa proporţiei de oxigen insuflat prin vatră asupra conţinutului de mangan remanent şi s-a observat că, la 10% oxigen insuflat pe jos, $[Mn]_r$ are valoarea maximă ; totuşi, rezultatele optime pe ansamblul procesului de elaborare s-au obţinut la o proporţie de oxigen de 20% (insuflat prin vatră). În acest caz este nevoie însă de o barbotare de 1—3 min la sfîrşitul insuflării oxigenului cu un gaz inert (argon). Variaţia coeficientului de repartiţie $L_{Mn} = f((FeO), Q)$ (fig. 7, c) arată că raportul de repartiţie L_{Mn} este relativ independent de debitul de fluid insuflat pe jos în cazul insuflării combinate, dar el este dependent de conţinutul de (FeO), care la rîndul lui este influenţat de barbotarea cu fluid.

Aceasta demonstrează că manganul rezidual aflat în cantitate mai mare în cazul insuflării combinate se datorează scăderii activităţii oxigenului. De asemenea, manganul remanent este cu atît mai mare cu cît [%Mn]

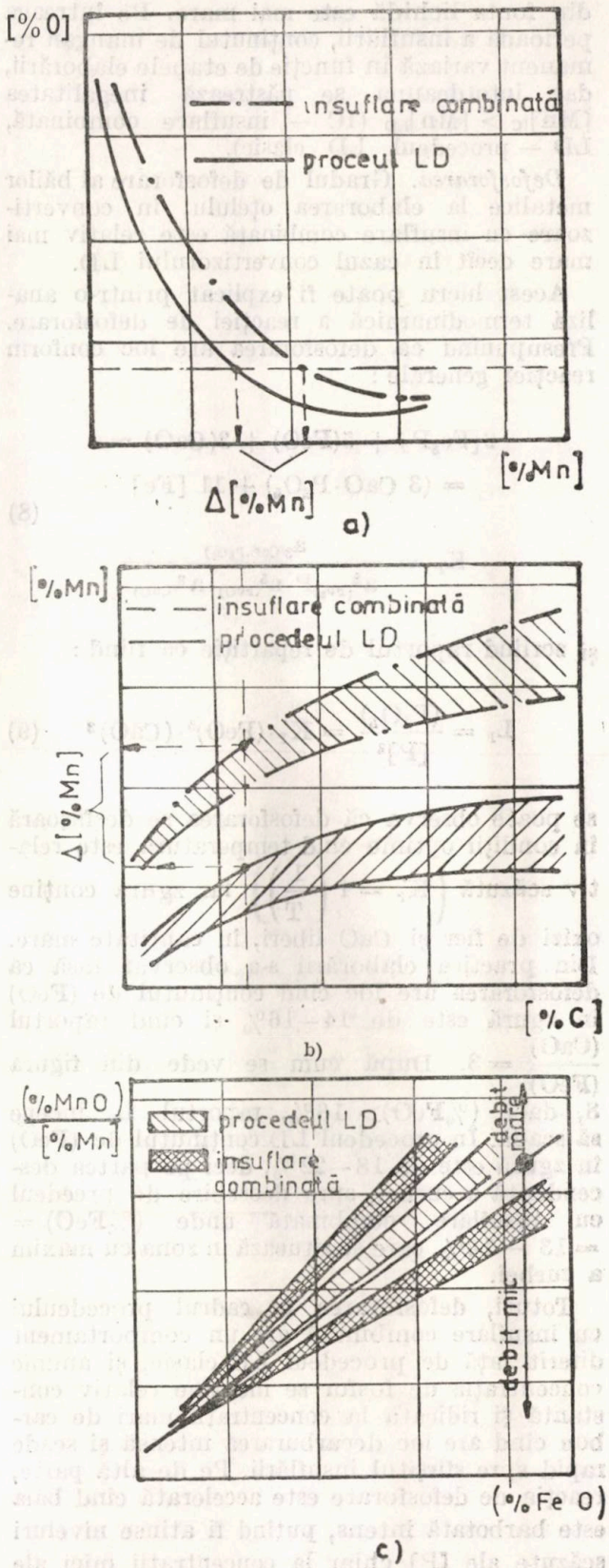


Fig. 7. Variaţia conţinutului de mangan în cazul convertizorului LD şi al celui cu insuflare combinată

Fig. 7. Manganese content variation in LD and combined oxygen converters

din fonta lichidă este mai mare. Pe întreaga perioadă a insuflării, conţinutul de mangan remanent variază în funcţie de etapele elaborării, dar întotdeauna se păstrează inegalitatea $[Mn]_{IC} > [Mn]_{LD}$ (IC — insuflare combinată, LD — procedeul LD clasic).

Defosforarea. Gradul de defosforare al băilor metalice la elaborarea oţelului în convertizoare cu insuflare combinată este relativ mai mare decît în cazul convertizorului LD.

Acest lucru poate fi explicat printr-o analiză termodinamică a reacţiei de defosforare. Presupunînd că defosforarea are loc conform reacţiei generale :

$$2[Fe_3P] + 5(FeO) + 3(CaO) = (3\,CaO \cdot P_2O_5) + 11\,[Fe] \quad (8)$$

$$K_P = \frac{a_{3(CaO \cdot P_2O_5)}}{a^2_{[Fe_3]}P \cdot a^5_{(FeO)} \cdot a^3_{(CaO)}}$$

şi scriind raportul de repartiţie ca fiind :

$$L_P = \frac{(P_2O_5)}{[P]^2} = K'_P \cdot (FeO)^5 \cdot (CaO)^3 \quad (9)$$

se poate observa că defosforarea se desfăşoară în condiţii optime cînd temperatura este relativ scăzută $\left(K'_P = f\left(\frac{1}{T}\right)\right)$ iar zgura conţine oxizi de fier şi CaO liberi, în cantitate mare. Din practica elaborării s-a observat însă că defosforarea are loc cînd conţinutul de (FeO) în zgură este de 14—16% şi cînd raportul $\frac{(CaO)}{(FeO)} = 3$. După cum se vede din figura 8, dacă (%FeO)> 16%, raportul L_P începe să scadă. În procedeul LD conţinutul de (FeO) în zgură este de 18—22%, deci pe partea descendentă a curbei, spre deosebire de procedeul cu insuflare combinată unde (%FeO) = = 13 — 16%, care se situează în zona cu maxim a curbei.

Totuşi, defosforarea în cadrul procedeului cu insuflare combinată are un comportament diferit faţă de procedeul LD clasic, şi anume concentraţia de fosfor se menţine relativ constantă şi ridicată la concentraţii mari de carbon cînd are loc decarburarea intensă şi scade rapid spre sfîrşitul insuflării. Pe de altă parte, reacţia de defosforare este accelerată cînd baia este barbotată intens, putînd fi atinse niveluri scăzute ale [P] chiar la concentraţii mici ale (FeO) în zgură, după cum se vede din figura 9. Acest comportament deosebit al fosforului în cazul insuflării combinate poate fi pus pe seama

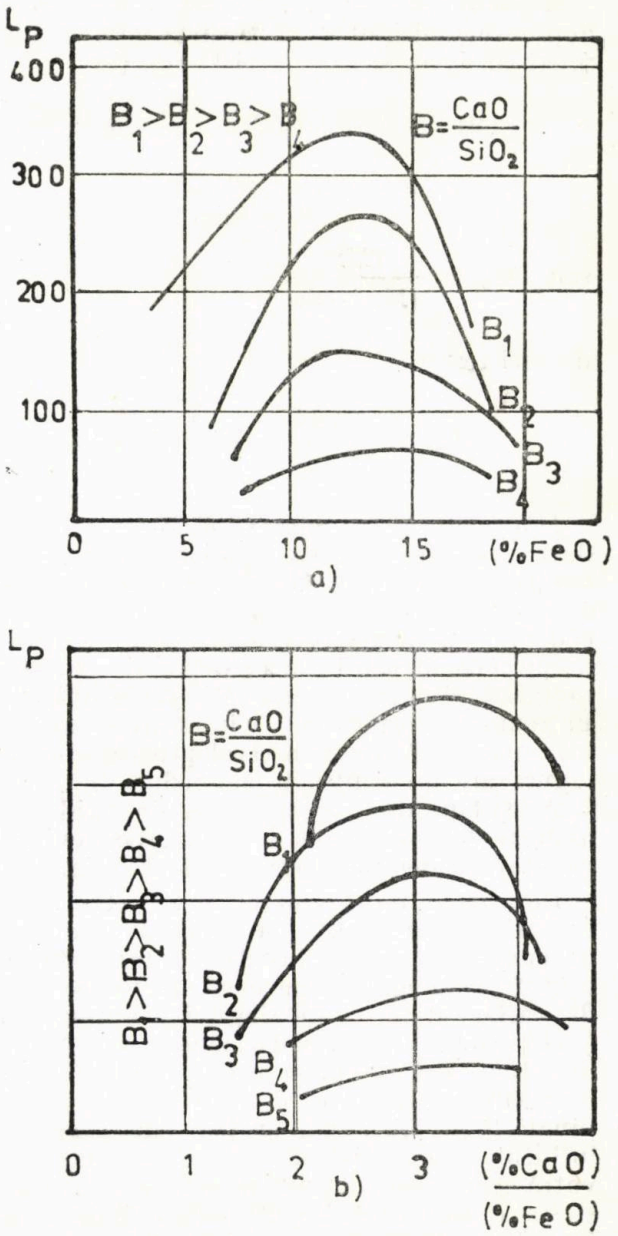
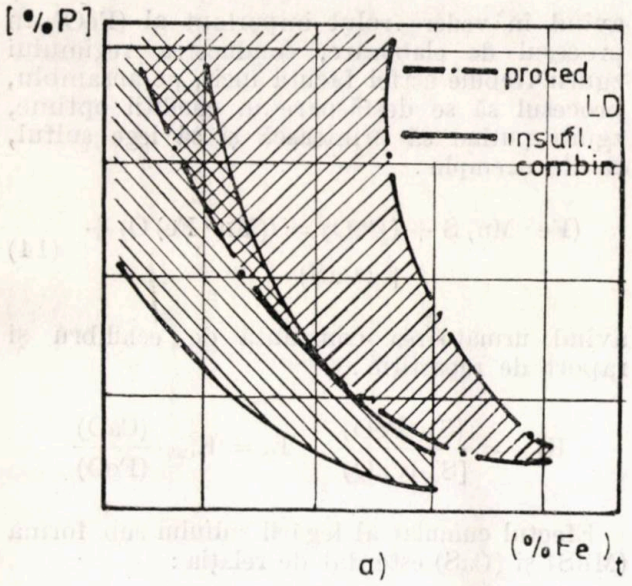


Fig. 8. Raportul de repartiţie a fosforului în funcţie de conţinutul de (FeO) din zgură

Fig. 8. Phosphorus distribution depending on slag iron content

faptului că în prima parte a şarjei, la conţinuturi de carbon relativ mari, în baie există încă siliciu [Si] care se oxidează puternic, formînd (SiO_2), care la rîndul lui trece în zgură şi se combină cu (CaO) liber. Cum în această perioadă zgura conţine puţin (CaO), fosforul este legat în zgură după reacţia : $2\,[Fe_3P] + 5(FeO) + 3\,(CaO) = (3\,CaOP_2O_5) + 11\,[Fe]$) într-o măsură mai mică, urmînd ca după terminarea oxidării siliciului acesta să fie zgurificat avansat.



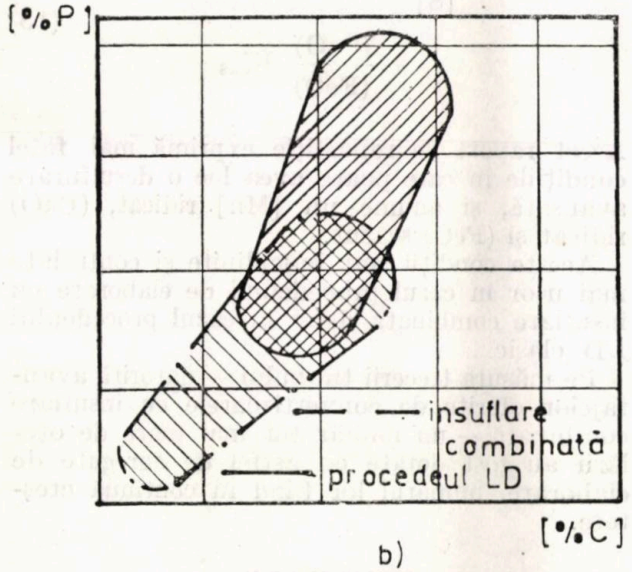


Fig. 9. Alura curbelor de variaţie a conţinutului de fosfor în funcţie de conţinutul de carbon al băii metalice şi al fierului total din zgură

Fig. 9. P content variation diagrams depending on carbon content in metal bath and iron content in slag

Statistic, s-a determinat relaţia de legătură între raportul de repartiţie al fosforului, conţinutul de oxid de fier din zgură şi conţinutul de oxid de calciu, avînd forma :

$$\log \frac{(P_2O_5)}{[P]^2 \cdot (FeO)_t^5} = a \cdot (CaO) + b \cdot \frac{1}{T} + c \quad (10)$$

care arată că valoarea raportului de repartiţie creşte în cazul insuflării combinate comparativ cu procedeul LD.

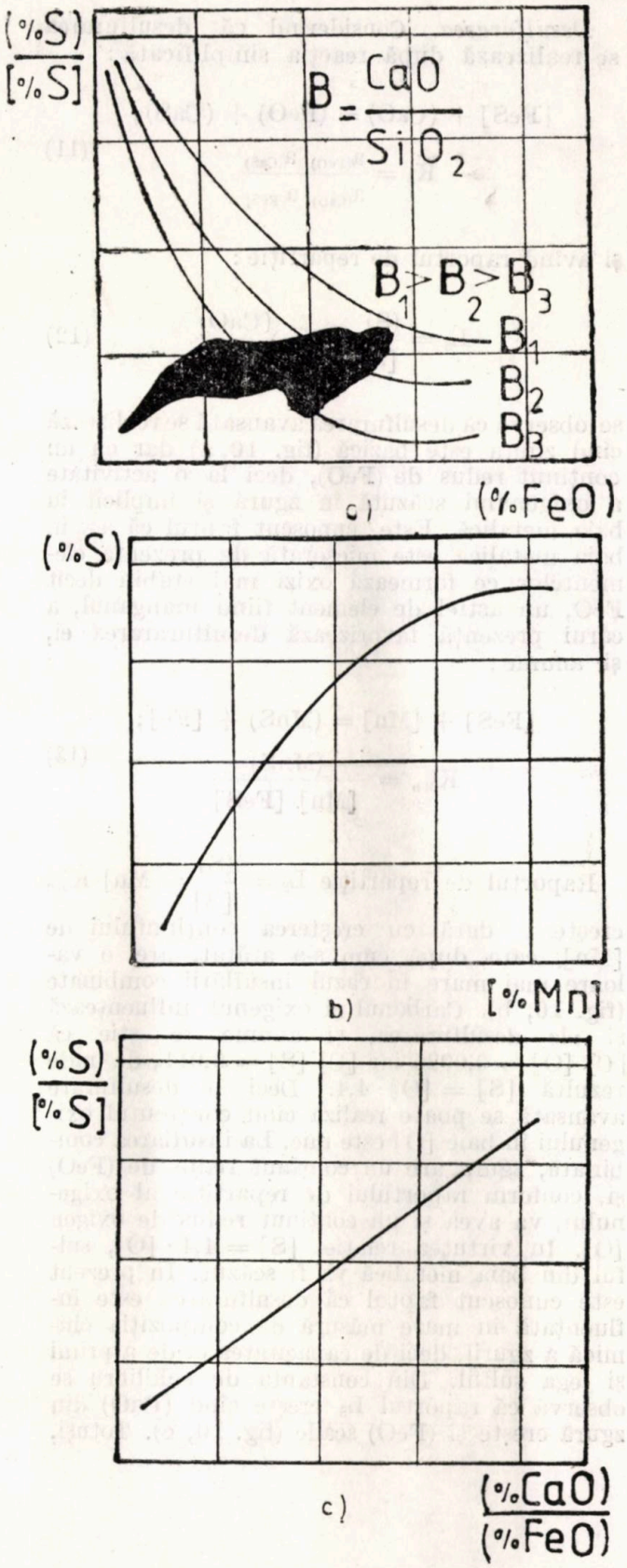


Fig. 10. Alura curbelor de variaţie a raportului de repartiţie a sulfului

Fig. 10. S distribution diagrams

Desulfurarea. Considerînd că desulfurarea se realizează după reacţia simplificată :

$$[FeS] + (CaO) = (FeO) + (CaS);$$

$$K_S = \frac{a_{(FeO)} \cdot a_{(CaS)}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[FeS]}} \qquad (11)$$

şi avînd raportul de repartiţie :

$$L_S = \frac{(S)}{[S]} = K'_S \cdot \frac{(CaO)}{(FeO)} \qquad (12)$$

se observă că desulfurarea avansată se realizează cînd zgura este bazică (fig. 10, a) dar cu un conţinut redus de (FeO), deci la o activitate a oxigenului scăzută în zgură şi implicit în baia metalică. Este cunoscut faptul că $a_{[O]}$ în baia metalică este micşorată de prezenţa elementelor ce formează oxizi mai stabili decît FeO, un astfel de element fiind manganul, a cărui prezenţă favorizează desulfurararea ei, şi anume :

$$[FeS] + [Mn] = (MnS) + [Fe];$$

$$K'_{Mn} = \frac{(MnS)}{[Mn] \cdot [FeS]} \qquad (13)$$

Raportul de repartiţie $L_S = \frac{(S)}{[S]} = [Mn] \cdot K'_{Mn}$ creşte o dată cu creşterea conţinutului de $[Mn]_r$ care, după cum s-a arătat, are o valoare mai mare în cazul insuflării combinate (fig. 10, b). Carbonul şi oxigenul influenţează şi ele desulfurarea, şi anume se ştie că $[C] \cdot [O] = 0{,}0025$ iar $[C] \cdot [S] = 0{,}011$, de unde rezultă $[S] = [O] \cdot 4{,}4$. Deci, o desulfurare avansată se poate realiza cînd conţinutul oxigenului în baie [O] este mic. La insuflarea combinată, zgura are un conţinut redus de (FeO) şi, conform raportului de repartiţie al oxigenului, va avea şi un conţinut redus de oxigen [O]. În virtutea relaţiei $[S] = 4{,}4 \cdot [O]$, sulful din baia metalică va fi scăzut. În prezent este cunoscut faptul că desulfurarea este influenţată în mare măsură de compoziţia chimică a zgurii, deci de capacitatea ei de a primi şi lega sulful. Din constanta de echilibru se observă că raportul L_S creşte cînd (CaO) din zgură creşte şi (FeO) scade (fig. 10, c). Totuşi, avînd în vedere rolul important al (FeO) în procesul de elaborare, conducerea regimului zgurii trebuie astfel făcută încît, pe ansamblu, procesul să se desfăşoare în condiţii optime, zgura putînd să primească şi să lege sulful, ca de exemplu :

$$(Fe \cdot Mn)\, S + (CaO) = ((Mn \cdot Fe)\, O) + (CaS) \qquad (14)$$

avînd următoarea constantă de echilibru şi raport de repartiţie :

$$K'_{Cas} = \frac{(S) \cdot (FeO)}{[S] \cdot (CaO)}; \quad L_S = K'_{Cas} \cdot \frac{(CaO)}{(FeO)}$$

Efectul cumulat al legării sulfului sub forma (MnS) şi (CaS) este dat de relaţia :

$$\frac{(S)_{Mn} + (S)_{Ca}}{[S]} = [Mn] \cdot K'_{MnS} + \frac{(CaO)}{(FeO)} \cdot K'_{Cas} \qquad (15)$$

Acest raport de repartiţie exprimă mai fidel condiţiile în care poate avea loc o desulfurare avansată, şi anume un [Mn] ridicat, (CaO) ridicat şi (FeO) scăzut.

Aceste condiţii sînt îndeplinite şi controlate mai uşor în cazul procedeului de elaborare cu insuflare combinată decît în cazul procedeului LD clasic.

Pe măsura trecerii timpului — datorită avantajelor oferite de convertizoarele cu insuflare combinată — un număr tot mai mare de oţelării au fost dotate cu astfel de agregate de elaborare, numărul lor fiind în continuă creştere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Backer, R., s. a. *Bath agitation in basic oxygen steel making* În : Ironmaking and Steelmaking, S. U. A., nr. 5, 1980.

[2] Schrott, R., s. a. *Das Konbinierte Blasen mit Argon unt Stickstoff beim LD — Verfahren der Hoesch Huttenwerke AG* In : Stahl und Eisen, Germania, nr. 4, 1983.

[3] Kreijger, P., s. a. *Mixed blowing practice in Ijmuiden — AIME* 4th Tehnological Conference Processes, Chicago, S.U.A., 1984.

[4] Dauby, P., s. a. *Four thousand heats with bottom stirring at J&L* In : Iron and Steel Engineering, S.U.A. aprilie, 1984.

REALIZĂRI ŞI PERSPECTIVE ÎN FABRICAŢIA DE ŢAGLE PENRU ŢEVI LA COMBINATUL SIDERURGIC „SIDEX" S.A. GALAŢI

Ing. Fl. I. SANDU
Preşedintele Societăţii Române de Metalurgie şi Director General al C.S. „SIDEX "S.A. GALAŢI

Dr. ing. Fl. STRUGARI
Şef Serviciu Tehnic „SIDEX" S.A. GALAŢI

CZ: 669.412.621.774

Combinatul Siderurgic „SIDEX" S.A. Galaţi reprezintă, în cadrul siderurgiei româneşti, cea mai mare unitate de profil, care realizează peste 55% din producţia de oţel a ţării şi asigură în cea mai mare măsură metalul pentru industria prelucrătoare.

Combinatul Siderurgic „SIDEX" S.A. Galaţi este o unitate siderurgică integrată, cu dotări tehnice la nivelul anilor '80, avînd o capacitate proiectată de circa 8 mil. t oţel pe an. Fluxul tehnologic cuprinde cocserii, furnale de mare capacitate, convertizoare cu insuflare de oxigen, instalaţii de turnare continuă, precum şi laminoare de tablă groasă, bandă laminată la cald şi la rece, semifabricate pentru relaminare în profile şi ţevi şi o secţie de ţevi sudate longitudinal cu diametru mare.

Principalele produse sînt livrate atît la intern cît şi la export, unde, în ultima perioadă, ponderea acestora tinde să crească la peste 40%.

Produsele plate sînt fabricate în gama dimensională 0,4 — 150 mm grosime, avînd ca destinaţie construcţia de maşini, nave, cazane, recipiente, ţevi sudate, autoturisme, frigidere, vase emailate, industria electrotehnică, ţagle pentru relaminare în ţevi şi altele.

Începînd cu anul 1982, „SIDEX" S.A. Galaţi a trecut la fabricarea de produse semifabricate destinate fabricaţiei de profile şi ţevi laminate.

Semifabricatele se realizează într-un flux integrat care include o oţelărie tip LD dotată cu trei convertizoare cu insuflare de oxigen, cu o capacitate de 180 t fiecare, precum şi o turnătorie continuă de blumuri, compusă din cinci maşini de turnare cu fir curb de 480 000 t/an fiecare, obţinîndu-se blumuri turnate continuu de 260 × 350 × 12000 mm şi 260 × × 380 × 12000 mm. Blumurile obţinute sînt dirijate la laminorul de semifabricate de tip ŠKODA, cu o capacitate proiectată de 2,5 mil. t/an.

Laminorul de semifabricate produce ţagle, blumuri şi sleburi cu următoarele dimensiuni:

— ţagle: 80 × 80 mm pînă la 160 × 160 mm şi Ø 90 — 180 mm;

— blumuri: 180 × 180 mm şi 200 × 200 mm;

— sleburi: 160 × 360 mm.

Din anul 1987, „SIDEX" S. A. Galaţi a început să se numere printre producătorii de ţagle destinate fabricaţiei de ţevi, beneficiarii fiind S. C. PETROTUB S. A. Roman, S. C. SILCOTUB S. A. Zalău şi S. C. REPUBLICA, Bucureşti.

Ca producător de ţagle pentru ţevi, „SIDEX" S. A. Galaţi are o experienţă modestă, pe care a căutat să o îmbogăţească an de an.

Astfel, de la o producţie de circa 2 000 t în anul 1987 — primul an — s-a ajuns în anul 1991 la o producţie de circa 78000 t ţagle pentru ţevi.

În această perioadă, a fost extinsă gama de oţeluri şi dimensiuni de ţagle pentru ţevi. Dacă în anul 1987 au fost asimilate în fabricaţie ţagle pentru ţevi din mărcile OLT 35 şi OLT 45 de 140 × 140 × 6000 mm şi 160 × 160 × × 6000 mm, în prezent producem ţagle din oţeluri carbon şi slab aliat, pentru ţevi de cazane şi recipienţi (OLT 35—45 K, OLT 35—45R, 16M03), cu secţiune pătrată de 140 şi 160 mm şi secţiune rotundă de 140, 150, 160 şi 180 mm.

Laminorul de semifabricate dispune de dotările necesare pentru realizarea de ţagle rotunde de la 90 la 180 mm.

Pe lîngă realizarea de ţagle pentru ţevi, „SIDEX" S.A. are capacitatea de a livra blumuri din oţel carbon şi slab aliat şi altor producători de ţagle, existînd deja o colaborare în acest sens cu C. S. Hunedoara.

Ca producător de ţagle pentru ţevi, „SIDEX" S. A. Galaţi s-a preocupat permanent de îmbunătăţirea calităţii produselor, respectiv a ţaglelor pentru ţevi, prin:

— creşterea gradului de desulfurare şi defosforare;

— turnarea continuă cu protecţia jetului de oţel între distribuitor şi cristalizor împotriva

oxidării secundare, prin utilizarea ansamblului tub imersie-dop monobloc;

— experimentarea tehnologiei de solidificare a oţelului în cîmp electromagnetic;

— optimizarea tehnologiei de laminare a ţaglelor de 160 × 160 mm, acestea realizîndu-se din prize de 210 × 210 mm prin numai două treceri în trenul finisor, faţă de patru treceri din prize de 250 × 250 mm.

Cu toate eforturile depuse pînă în prezent, trebuie să arătăm că ţaglele pentru ţevi realizate prezintă unele deficienţe calitative datorită unor defecte de suprafaţă (fisuri şi crăpături) ce necesită un volum mare de manoperă pentru îndepărtarea lor.

În scopul îmbunătăţirii calităţii ţaglelor pentru ţevi, se preconizează înlocuirea totală a plăcilor silicioase pentru distribuitoare cu mase bazice ce au fost testate cu bune rezultate şi care urmează a fi realizate în cadrul unei societăţi mixte cu firma Daussan — Franţa la Aleşd. Astfel se va diminua impurificarea oţelului cu silicaţi plastici şi nedeformabili care produc defecte de suprafaţă în timpul solidificării, încălzirii sau laminării.

Schimbările politice şi economice radicale ce au loc în ţară şi în Europa, trecerea de la o economie puternic centralizată la o economie de piaţă au impus pentru „SIDEX" S. A. Galaţi o altă strategie a dezvoltării, aceea a alianţelor, inclusiv cu parteneri de peste hotare, incluzînd restructurarea tehnologiilor de fabricaţie, a echipamentelor şi realizarea competitivităţii produselor, aplicînd tehnologii cu consum redus de materiale şi energie, care să asigure parametrii calitativi prevăzuţi în standardele europene.

Viitorul va pune probleme multe, schimbări şi incertitudini, atît pentru siderurgia românească, cît şi pentru „SIDEX" S. A. Galaţi, care trebuie să rămînă eficientă, să fie mai novatoare, orientată numai spre cerinţele clienţilor, să vină în întîmpinarea prescripţiilor de calitate ale utilizatorilor de oţel.

Coneluzii

„SIDEX" S. A. Galaţi şi-a propus un program de modernizare şi retehnologizare a fluxurilor de fabricaţie, conceput în mai multe etape, în cadrul căruia ridicarea parametrilor de eficienţă economică şi calitativă a produselor destinate fabricaţiei de ţevi ocupă un loc important, chiar în prima etapă.

In acest sens, s-au stabilit următoarele modernizări la oţelăria LD nr. 3 cu turnare continuă (fig. 1):

— desulfurarea fontei în instalaţii moderne, la valori sub 0,010%;
— realizarea unei instalaţii pentru reţinerea zgurii oxidante în convertizor;
— tratarea oţelurilor în instalaţii tip LF—VD în vederea creşterii gradului de puritate şi de microaliere;
— transformarea unei maşini de turnare continuă a blumurilor într-o instalaţie de turnare continuă a ţaglelor rotunde, complet modernizată şi computerizată, care îşi va lărgi gama de oţeluri turnate şi la oţeluri aliate (fig. 2).

Aceste acţiuni de modernizare şi retehnologizare impun asigurarea fondurilor necesare pe care dorim să le obţinem atît prin colaborare cu consumatorii de ţagle, din profitul anual, cît şi prin contrapartidă cu produse, echipamente, instalaţii etc. fabricate în ţară.

Revista revistelor

COKE MAKING INTERNATIONAL, *R.F.G., nr. 42, 1992*

— Capacităţi actuale de cocsificare existente pe plan mondial, p. 11

— Raport privind o tehnologie alternativă de cocsificare, p. 21

— Cerinţele viitoare privind calitatea cocsului metalurgic, p. 29

— Efectul condiţiilor de încălzire asupra cocsificării cărbunelui, p. 39

— Aplicarea tehnologiei de încărcare ştampată, utilizată de firma Saaberg la cuptoarele de cocsificare înalte, p. 45

— Înlesnirea operaţiilor de cocsificare prin utilizarea tehnicilor automatizate şi a sistemelor specializate, p. 53

— Etanşarea faţă de gaze a pereţilor cuptoarelor de cocsificare care necesită reparaţii — contribuţie importantă la protecţia mediului înconjurător, p. 63

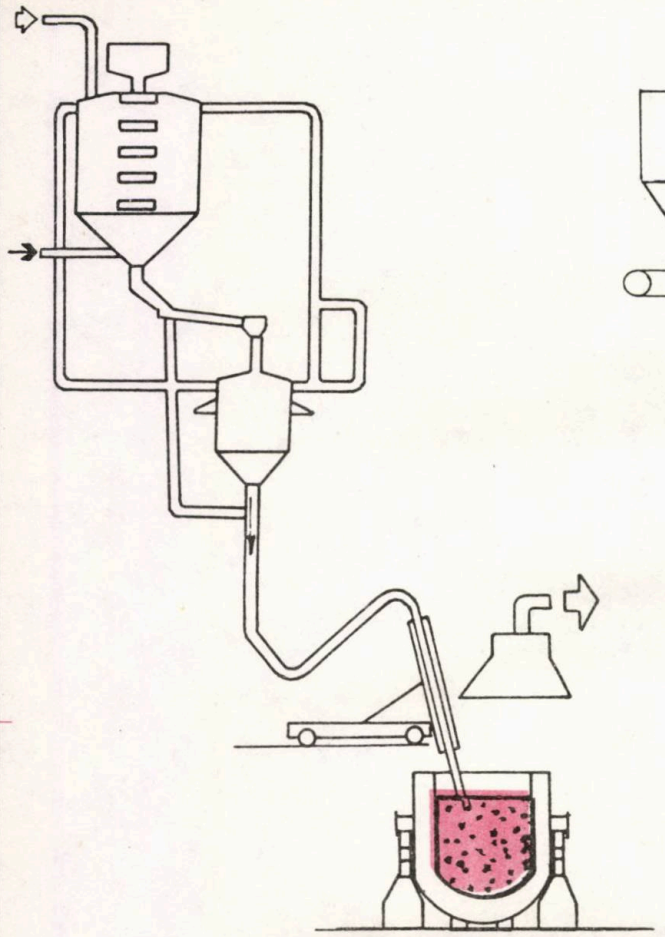
— Arhitectura industrială modernă poate modela imaginea bateriilor din noua generaţie, p. 67

— Modele de curgere şi formarea de NO la sistemul de încălzire de la Kaiserstuhl III. Investigarea pe un model cu dublu tiraj şi prognozări, p. 71

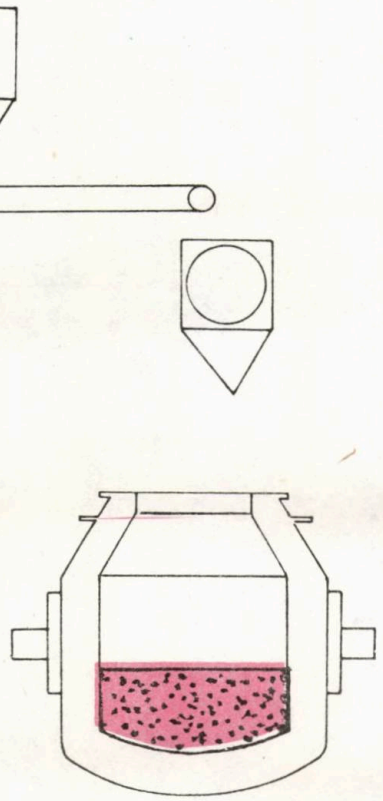
— Tratamentul biochimic al apelor uzate de la cocserii; aplicarea culturilor microbiene specializate, p. 84

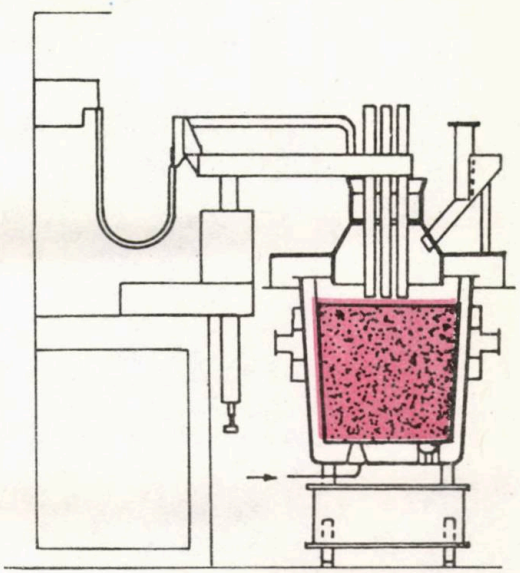
— Instalaţii de tratare biologică a apelor uzate, la o cocserie integrată, p. 87

— Protecţia mediului înconjurător — o cerinţă pentru tehnologia modernă şi inovatoare de fabricare a cocsului, p. 91

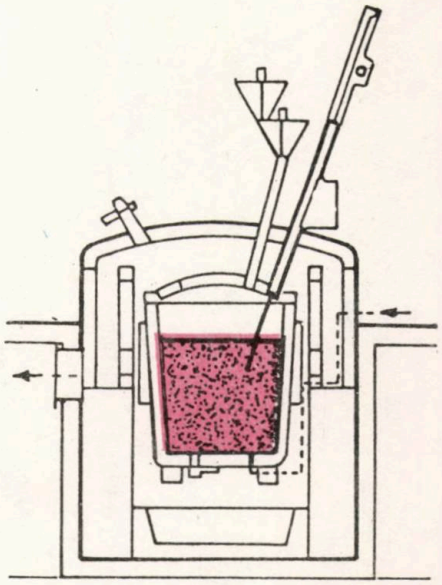


DESULFURAREA FONTEI
IN OALA CU CIOC





INSTALATIE DE INCALZIRE
A OTELULUI LHF



INSTALATIE DE TRATARE
A OTELULUI VD

Fig. 1. Modernization of BOF steel mill no 3
1. iron desulphurization in nozzle ladles
2. steel heating ladle plant
3. VD plant for steel treatment

Fig. 1. **OLD 3 – MODERNIZARI**

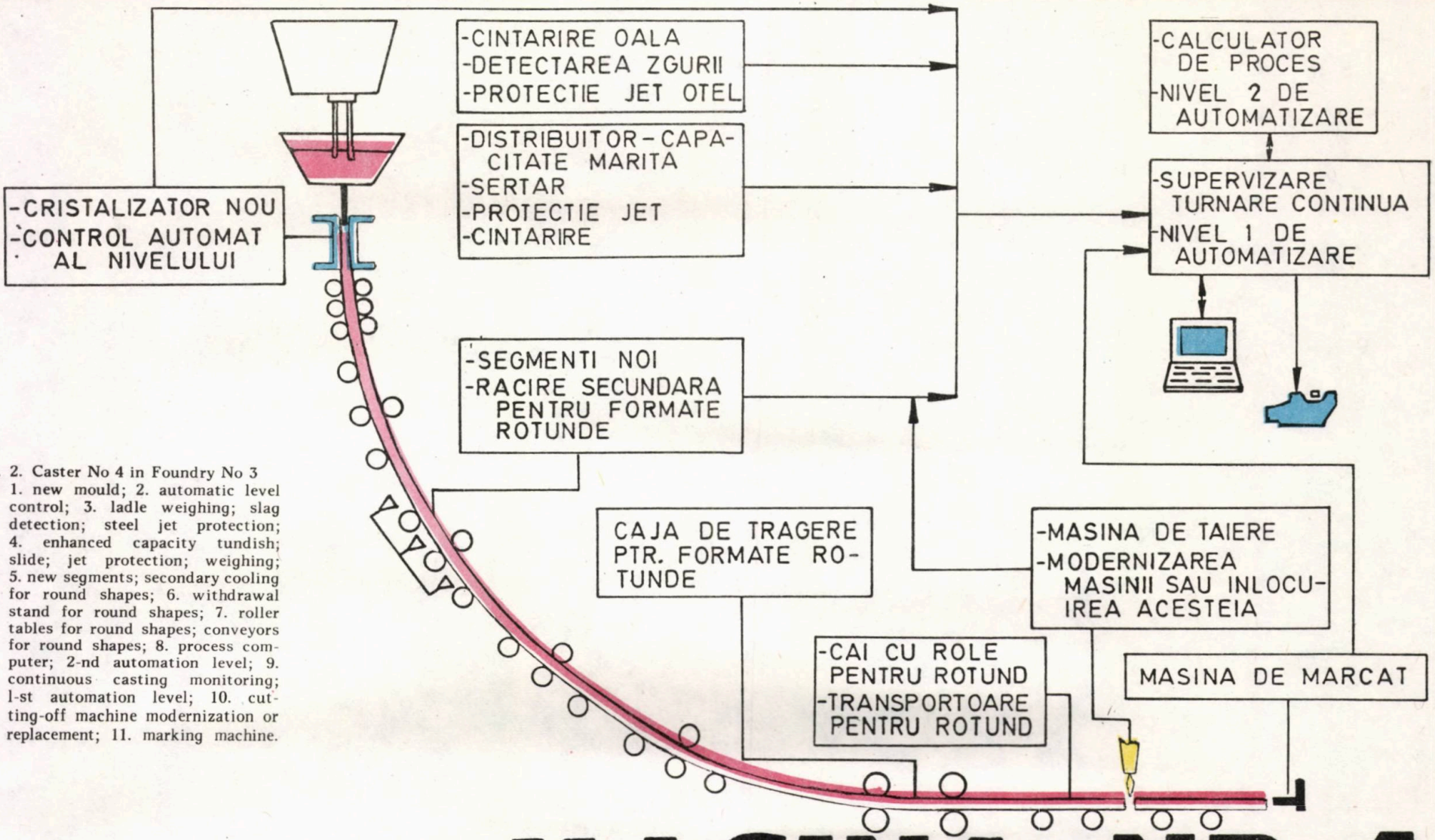


Fig. 2. Caster No 4 in Foundry No 3
1. new mould; 2. automatic level control; 3. ladle weighing; slag detection; steel jet protection; 4. enhanced capacity tundish; slide; jet protection; weighing; 5. new segments; secondary cooling for round shapes; 6. withdrawal stand for round shapes; 7. roller tables for round shapes; conveyors for round shapes; 8. process computer; 2-nd automation level; 9. continuous casting monitoring; l-st automation level; 10. cutting-off machine modernization or replacement; 11. marking machine.

Fig. 2 **TC 3 — MASINA NR. 4**

CRISTALIZAREA ALIAJELOR AMORFE PE BAZĂ DE FOSFOR

Prof. dr. ing. M. Truşculescu
Ing. V. A. Şerban
Fiz. pr. M. Lita
Universitatea Tehnică Timişoara

CZ: 548.5

Necesitatea cercetărilor

În lucrările [1]—[3] s-au prezentat pe larg preocupările colectivului nostru de cercetare privind metalele amorfe, care apar, în special acum, ca o necesitate a progresului tehnic în economia românească. Se sesiza, pe bună dreptate, că metalele amorfe sînt reversibile şi, ca atare, este nevoie să se stabilească condiţiile în care pot fi folosite, fără a-şi modifica structura. Reversibilitatea metalelor amorfe este influenţată puternic de temperatura de lucru.

Cercetările, ale căror rezultate vor fi prezentate şi interpretate în cele ce urmează, au fost orientate în direcţia determinării temperaturii critice Tx de trecere de la starea amorfă la cea cristalină.

Materiale, probe, metode de investigaţie

În unităţile producătoare de aparate electrice de măsură şi control există un larg interes pentru materiale noi, cu proprietăţi magnetice deosebite, fără a se utiliza nichelul şi cobaltul.

Această necesitate şi-a găsit soluţia în metalele amorfe din familia Fe — P — (E).

Din multitudinea de aliaje din această familie au apărut ca interesante scopului urmărit mărcile $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ şi $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$.

Prin tehnologii clasice s-au elaborat „prealiajele" într-un cuptor electric încălzit prin curenţi de înaltă frecvenţă. Aceste „prealiaje" au structura cristalină şi au fost produse sub formă de bare cu dimensiuni mici.

Elaborarea mărcilor de metale amorfe s-a făcut pe o instalaţie [4] prin procedeul Planar Flow Casting, folosind o suprapresiune de 0,2—0,6 bar, cu argon. S-au obţinut benzi cu lăţimea de 8—10 mm şi grosimea de 20—35 μm.

Compoziţia chimică a acestor mărci de aliaje a fost stabilită pe cale umedă şi datele participării medii ale componentelor sînt indicate în simbolul mărcii. S-au făcut investigaţii privind starea amorfă folosind analiza cu raze X, asociată cu analiza optică metalografică.

În vederea stabilirii temperaturii T_x, de trecere de la amorf la cristalin, s-au făcut analize cu raze X pe o instalaţie dotată cu o cameră de încălzire sub vid înaintat de 10^{-5}—10^{-7} torr.

Rezultate şi interpretări

Analize metalografice

Probele din „prealiaj", din benzi de metal amorf în stare turnată şi reîncălzită, au fost pregătite metalografic şi examinate. Structura „prealiajului" folosit pentru elaborarea celor două mărci de metal amorf este prezentată în figurile 1 şi 2.

Se remarcă:

— matricea eutectică formată din soluţia solidă aliată cu fosfor şi combinaţii chimice Fe_xP_y;

— separări de cristale de combinaţii chimice pe bază de fosfor (fig. 1);

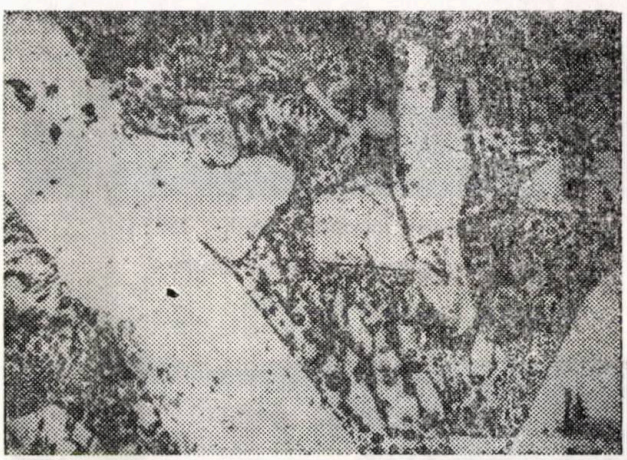


Fig. 1. Prealiaj $Fe_{83}Mn_1P_{16}$; 500 : 1

Fig. 1. $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ hardener; 500 : 1

— matricea eutectică cu cristale dendritice (ferită aliată cu Cr, P, Mn, Si) şi combinaţii chimice complexe ale elementelor de aliere;

— separări fine de combinaţii chimice complexe ale elementelor de aliere (fig. 2).

În stare amorfă ambele mărci de materiale nu au o imagine structurală (fig. 3, a şi b).

Aliajele amorfe supuse unei recoaceri în atmosferă de argon la T = 420—500° C prezintă o structură cristalină formată din:

— matrice eutectică şi separări de combinaţii chimice Fe_xP_y (fig. 4, a);

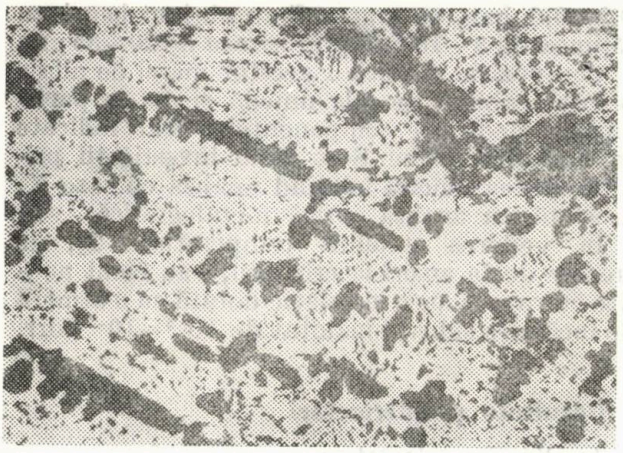


Fig. 2. — Prealiaj $Fe_{73}Cr_8M_1P_{11}Si_2C_6$; 500 : 1

Fig. 2. $Fe_{23}Cr_8M_1P_{11}Si_2C$ hardener; 500 : 1

— soluţie solidă complex aliată şi combinaţii chimice ale elementelor de aliere (fig. 4, b)

Analize cu raze X

Examinarea eşantioanelor din „prealiaje" din metale amorfe în stare turnată şi la diferite temperaturi de încălzire, sub vod înaintat în instalaţia de raze X DRON 3, a urmărit evidenţierea calitativă a fazelor, starea amorfă şi nivelul temperaturii caracteristice de trecere, de la amorf la cristalin.

Se face precizarea că durata încălzirii la temperatura de încercare a fost de 15 min, benzile de metal amorf fiind montate într-un dispozitiv special creat şi formînd o probă multistrat.

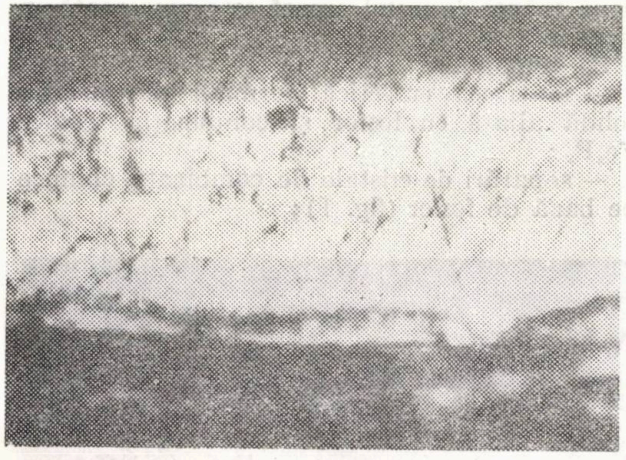


Fig. 3, a. Aliaj amorf $Fe_{83}Mn_1P_{16}$; 500 : 1

Fig. 3, a. $Fe_{93}Mn_1P_{16}$ hardener; 500 : 1

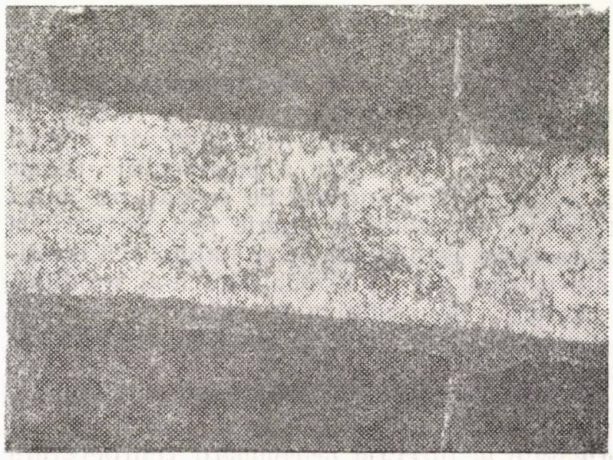


Fig. 3, b. Aliaj amorf $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$; 500 : 1

Fig. 3, b. $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$ hardener; 500 : 1

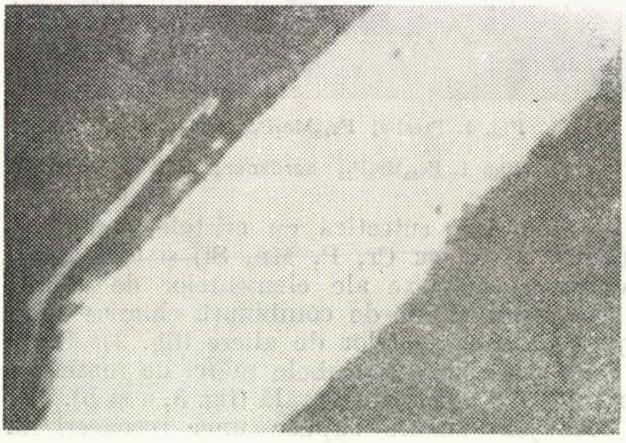


Fig. 4, a. Aliaj amorf recristalizat $Fe_{83}M_1P_{16}$; 500 : 1

Fig. 4, a. $Fe_{83}M_1P_{16}$ recrystalized amorphous hardener; 500 : 1

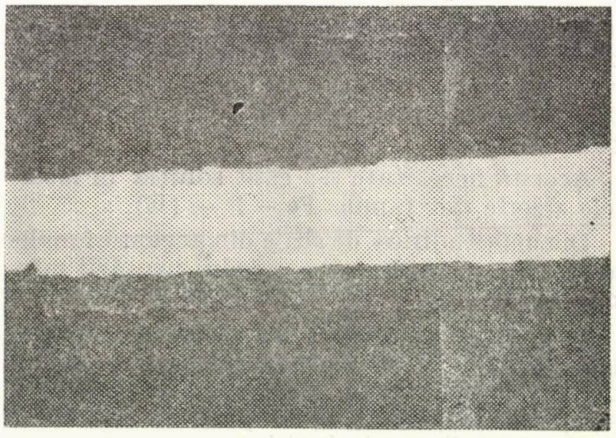


Fig. 4, b. Aliaj amorf recristalizat $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$, 500 : 1

Fig. 4, b. $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$ recrystallized amorphous hardener; 500 : 1

Röntgenograma aliajului amorf a fost comparată cu cea a etalonului „sticlă vulcanică obsidian" și se constată o alură care atestă că benzile realizate prin procedeul filării din topitură au stare amorfă (fig. 5).

O situație asemănătoare s-a obținut și pentru cea de-a doua marcă de metal amorf.

S-au efectuat multiple analize cu raze X ale aliajelor în stare cristalină și ale celor amorfe încălzite, în intervalul de temperaturi cuprins

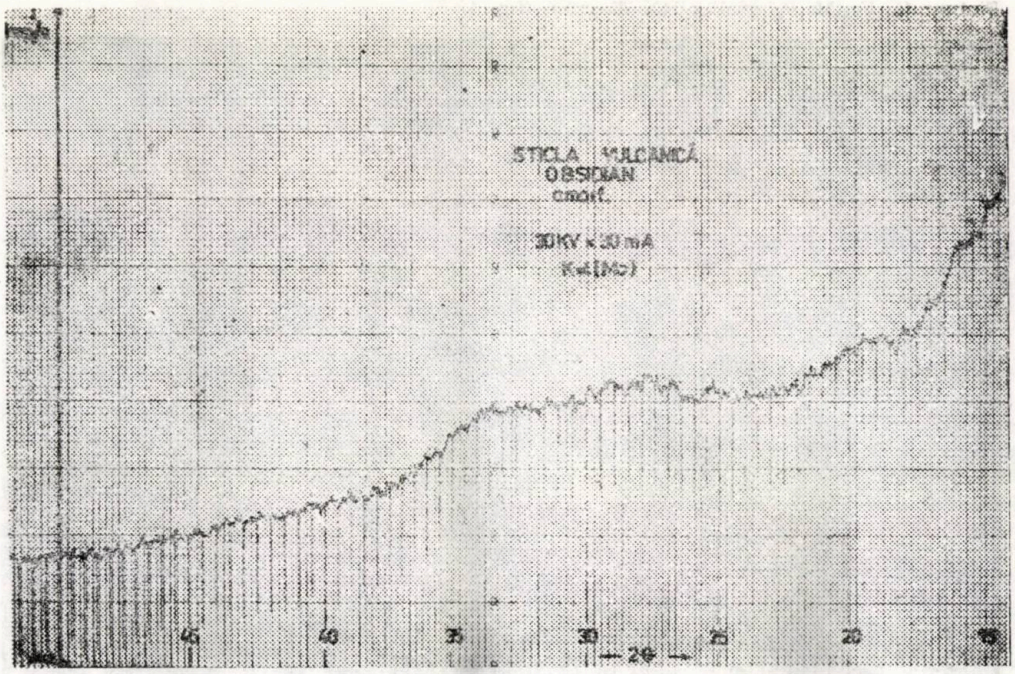


Fig. 5, a. Röntgenograma — sticlă vulcanică (obsidian)

Fig. 5, a. Volcanic glass (obsidian) RX-diagram

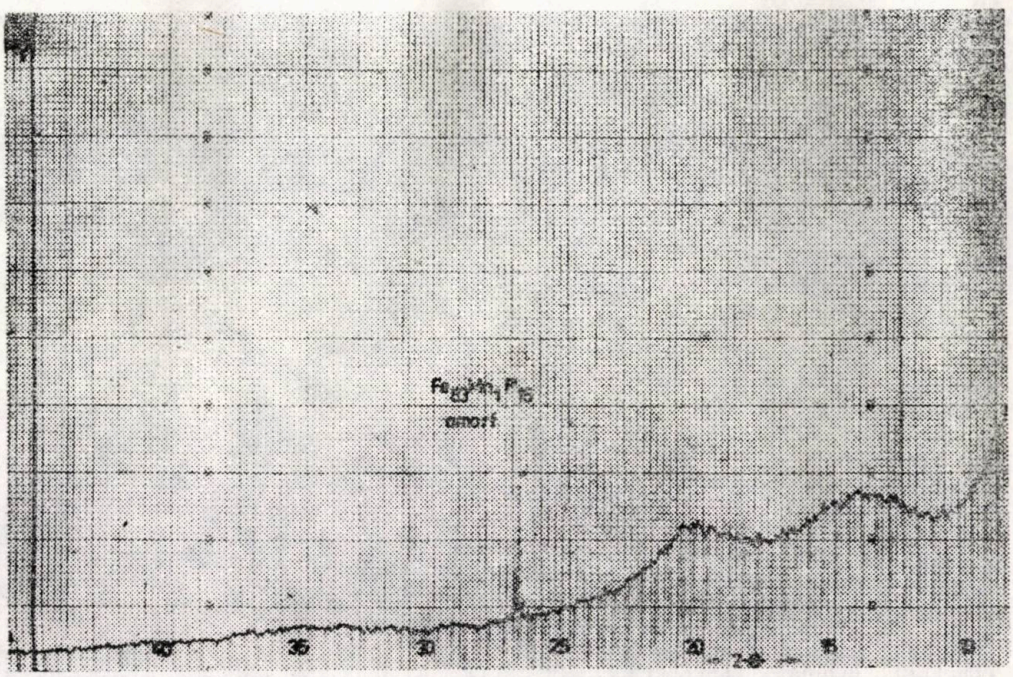


Fig. 5, b. Röntgenograma — aliaj amorf $Fe_{83}Mn_1P_{16}$

Fig. 5,b. $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ amorphous alloy RX-diagram

între 80 și 500° C, pentru eventualele modificări de structură și stabilirea nivelului temperaturii critice de reversibilitate a aliajelor amorfe.

În planșa I se prezintă o parte din röntgenogramele constituite pentru aliajul $Fe_{83}Mn_1P_{16}$.

Din analiza acestora se evidențiază:

— existența în stare cristalină a feritei aliate și a combinațiilor fierului cu fosforul: FeP; Fe_2P; Fe_3P (planșa I, fig. 1);

Planșa I — Röntgenograme ale mărcii $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ (fig. 1—3)
Picture 1: $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ quality RX diagram (fig. 1—3)

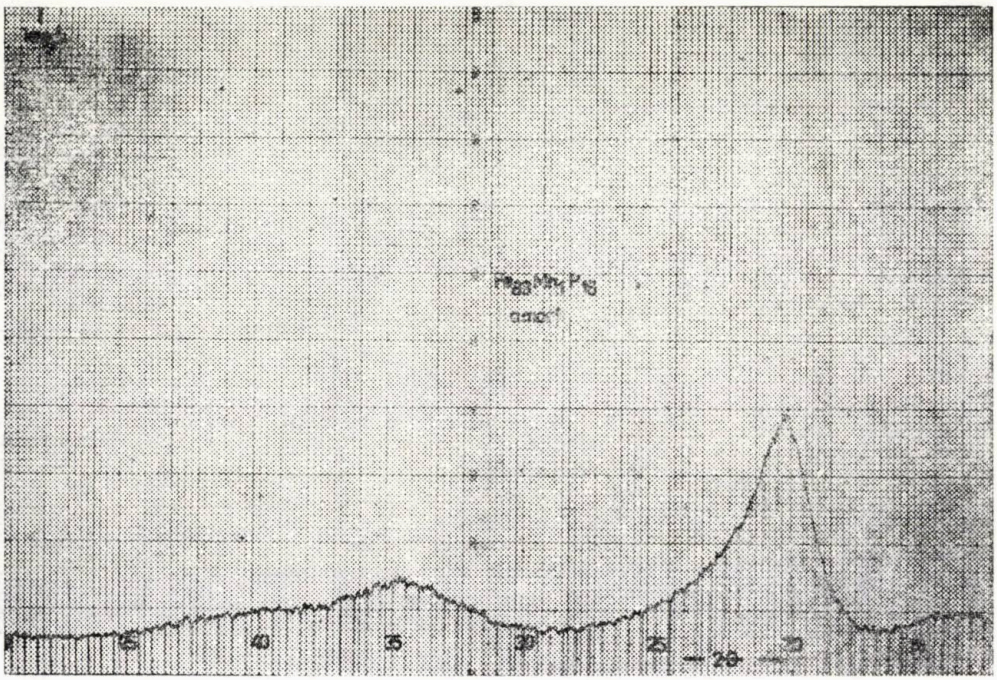


Fig. 1. Prealiaj
Fig. 1. Hardener

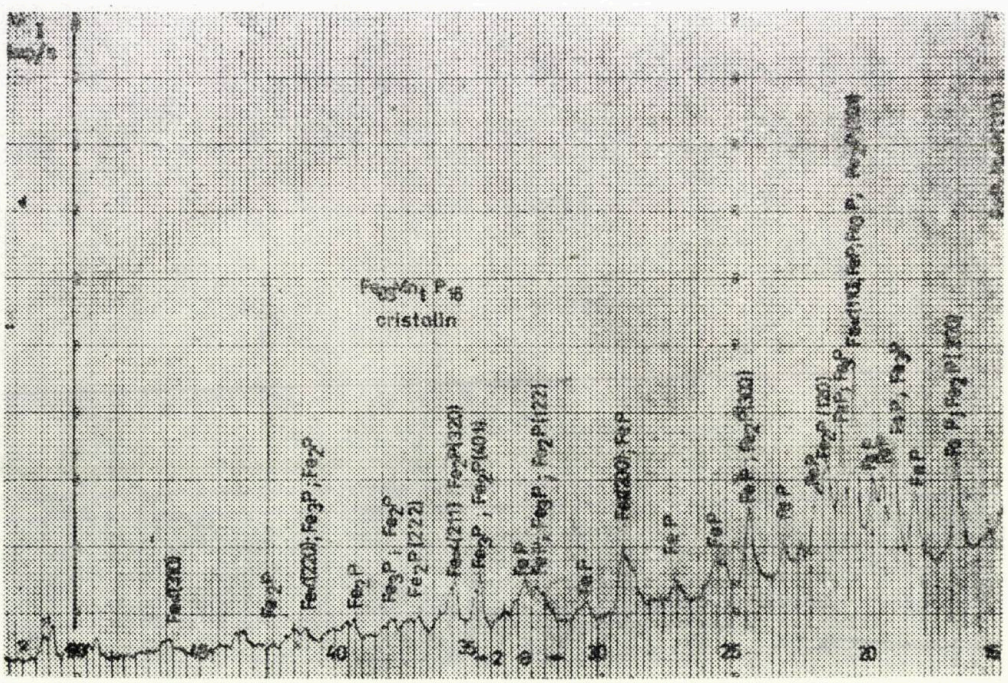


Fig. 2. Amorf
Fig. 2. Amorphous matter

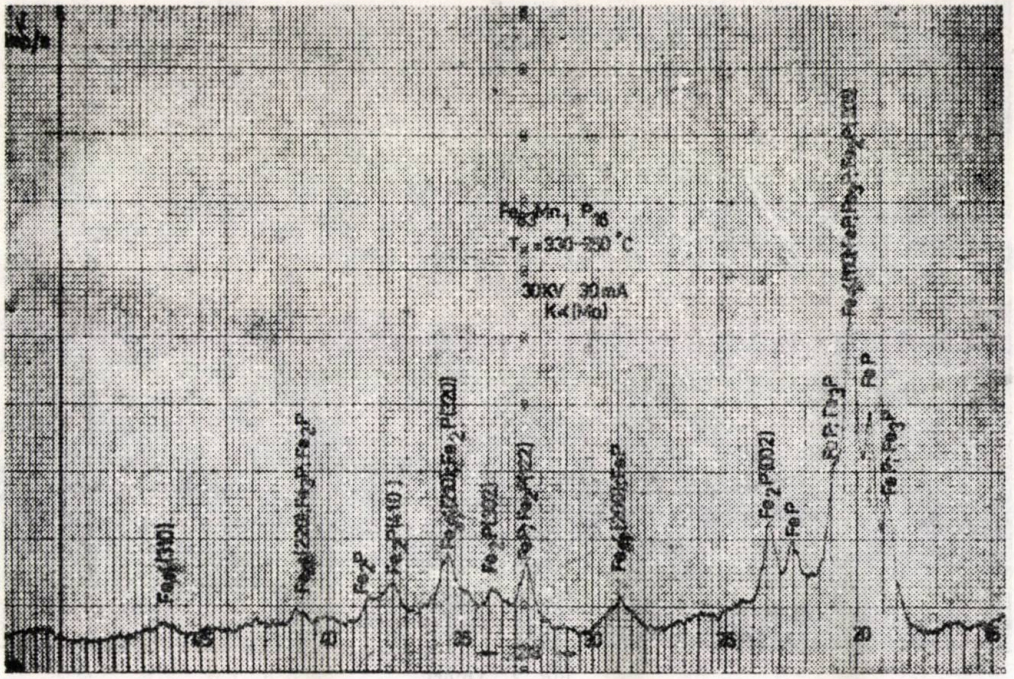


Fig. 3. Amorf recristalizat
Fig. 3. Recrystallized amorphous material

Planşa a II-a — Röntgenograme ale mărcii $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$ (fig. 1—4)
Picture 2 : $Fe_{73}Cr_8Mn_1P_{11}Si_2C_6$ grade RX diagram (fig. 1—4)

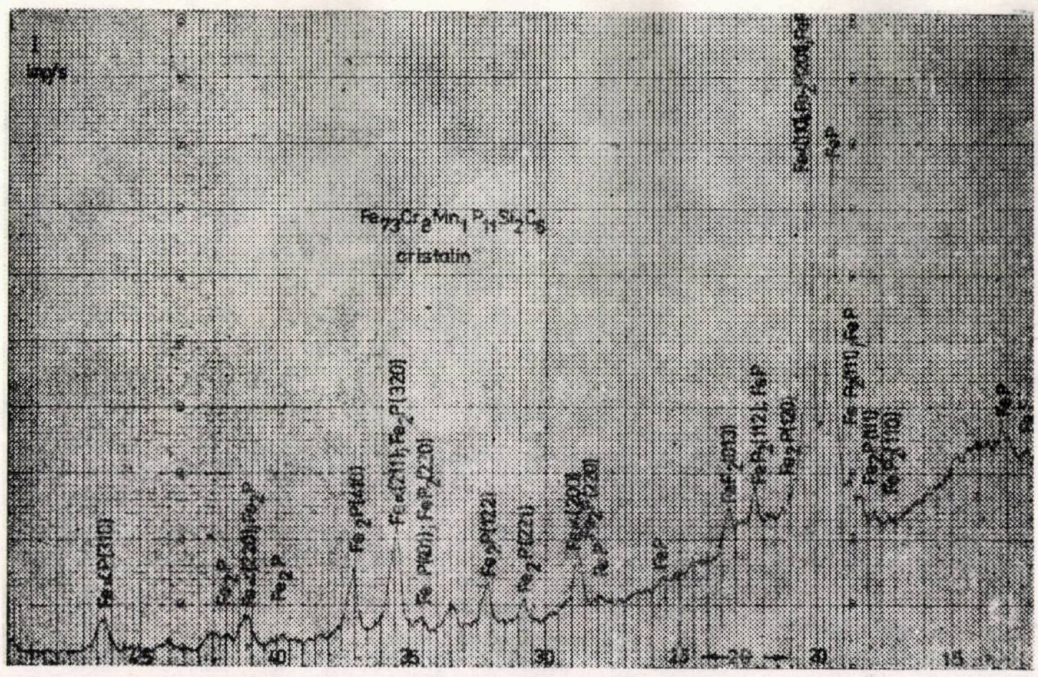


Fig. 1. Prealiaj
Fig. 1. Hardener

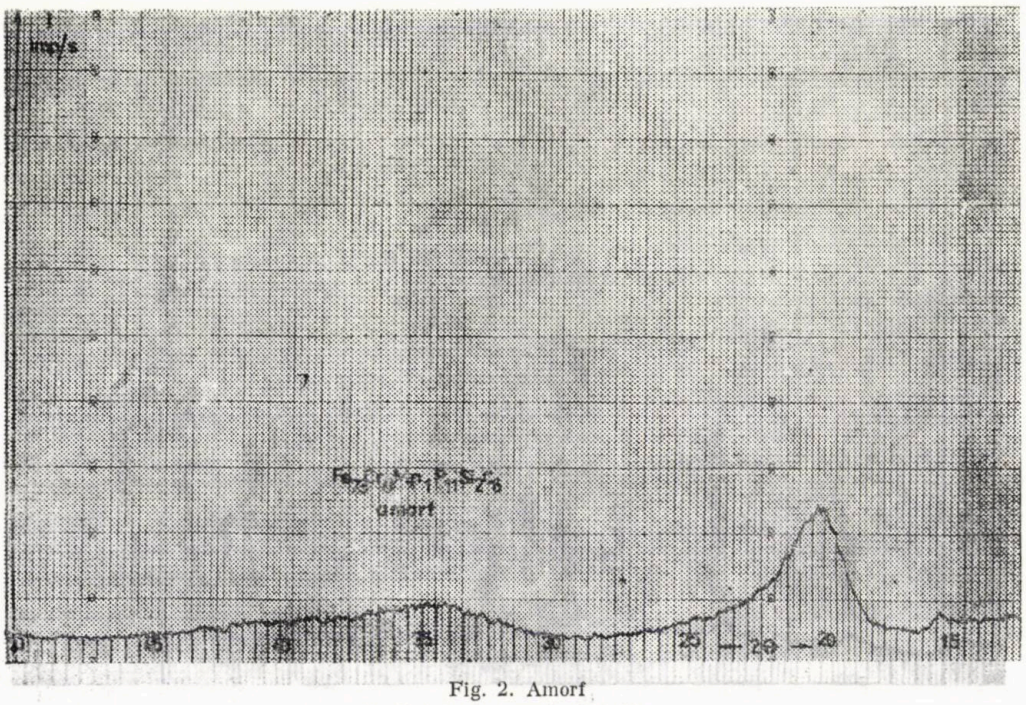


Fig. 2. Amorf
Fig. 2. Amorphous material

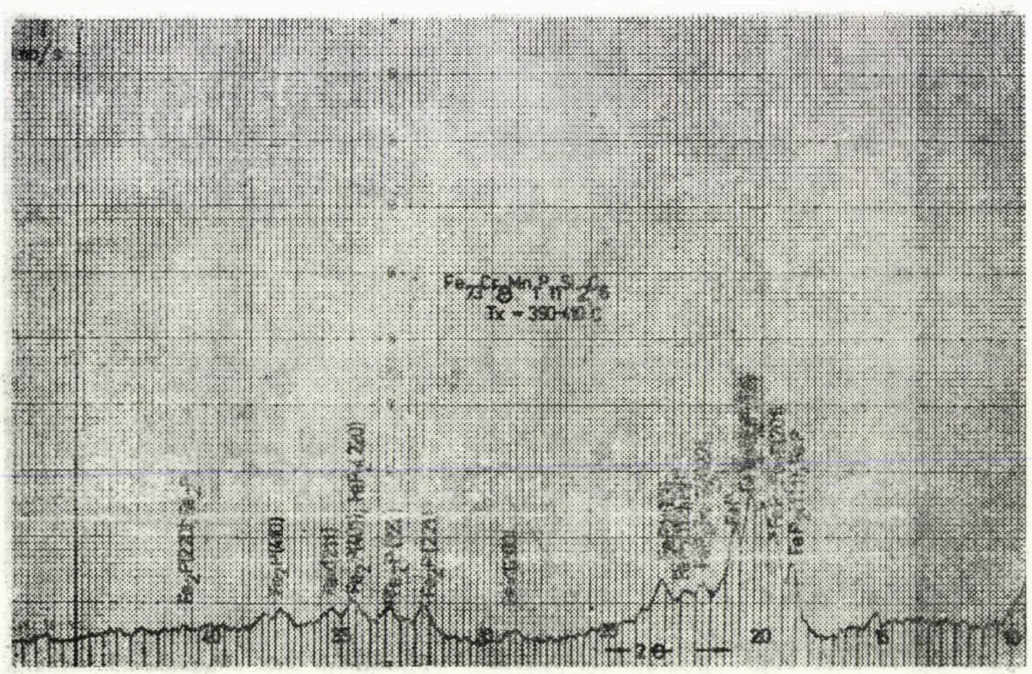


Fig. 3. Amorf, început de cristalizare
Fig. 3. Recrystallizing amorphous beginning

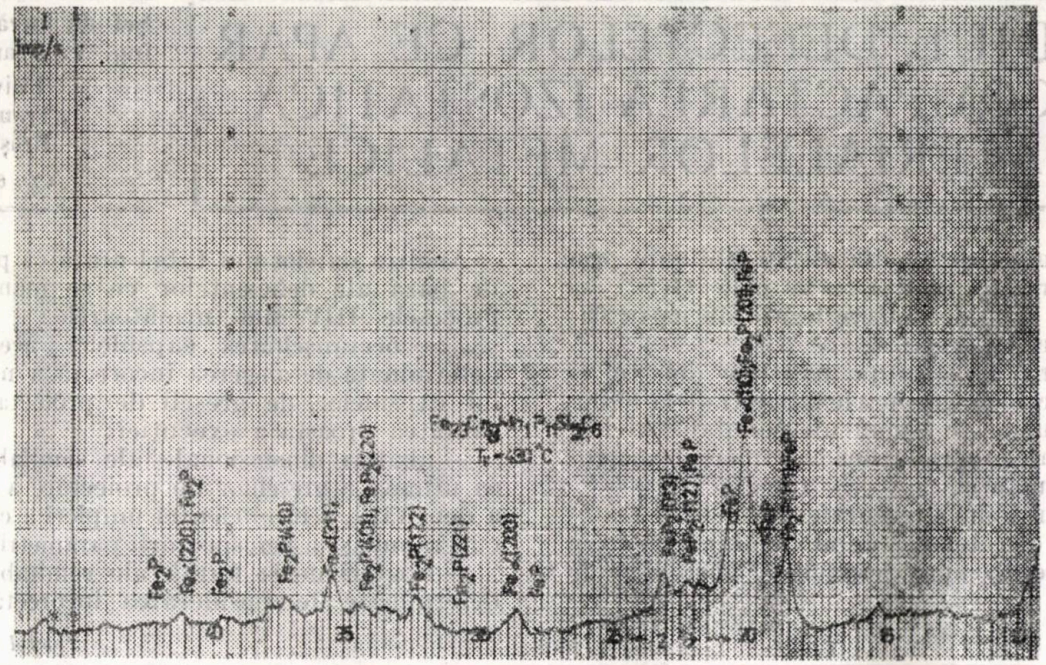


Fig. 4. Amorf recristalizat
Fig. 4. Recrystallized amorphous material

— existența stării amorfe la T_a — 20° C, caracteristice fiind zonele 15—25° și 30—40° C ale unghiurilor de iradiere 2θ (planșa I, fig. 2);

— păstrarea stării amorfe pînă la temperatura de 330° C, cînd încep să se evidențieze cristale de soluție solidă aliată și de combinații chimice. Temperatura de 330° C marchează începutul reversibilității metalului amorf $Fe_{23}Mn_1P_{16}$;

— în intervalul de temperaturi de 330—350° C se desăvîrșește cristalizarea metalului amorf și apar constituenții structurali, care au fost evidențiați și în prealiaj (planșa I, fig. 3).

Aliajul $Fe_{73}Cr_8M_1P_{11}Si_2C_6$ a fost analizat prin aceeași tehnică cu cel precedent; în planșa a II-a se prezintă cîteva difractograme.

În stare cristalină, în structură apar soluția solidă aliată și o serie de combinații ale fierului cu fosforul: FeP; FeP_2; Fe_2P (planșa a II-a, fig. 1)

Röntgenograma din planșa a II-a (fig. 2) atestă fără echivoc că benzile realizate și încercate au o stare amorfă. În figurile 3 și 4 din planșa a II-a sînt prezentate röntgenogramele metalului amorf încălzit la diferite temperaturi.

Se remarcă faptul că starea amorfă se păstrează pînă la temperaturi de 390° C. Temperaturi mai mari de 390° C favorizează reversibilitatea metalului amorf. Formarea structurii cristaline este completă la 430° C (vezi comparativ fig. 4 și fig. 1).

Concluzii

Procedeul filării din topitură a permis elaborarea de benzi de metale amorfe cu grosimea de 20—30 μm și lățimi de 8—10 mm. Mărcile de metal amorf $Fe_{83}Mn_1P_{16}$ și $Fe_{73}Cr_8M_1P_{11}Si_2C_6$ prezintă o reversibilitate situată la T_x = =330° C, respectiv 430° C. De valoarea acestei temperaturi se va ține seamă la aplicarea tratamentelor termice și la folosirea lor pentru fabricarea unor produse.

De asemenea, cercetările efectuate au confirmat necesitatea alegerii domeniului compozițional al aliajelor în jurul concentrației eutectice și folosirea unor componente care favorizează formarea de combinații chimice, pentru a se ușura amorfizarea.

BIBLIOGRAFIE

[1] M. Truşculescu, V. A. Şerban. *Crearea de noi materiale metalice prin răcirea ultrarapidă a topiturilor.* Zilele Academice Timişene., 1989.

[2] Truşculescu M., Şerban V. A., Truşculescu D., Răduţă A. *Cercetări asupra elaborării metalelor amorfe din sistemul Fe—Cr—Mn—P—C.* Simpozionul de SM şi TT, ediţia a III-a, Craiova, 1988.

[3] Truşculescu M, Şerban V. A., Răduţa, A. *Benzi şi materiale amorfe magnetice moi,* Metalurgia, nr. 6, România, 1990.

[4] Truşculescu M, Şerban V. A., Răduţă A., Crăciunescu M., Murgu P. *Instalaţie pentru elaborarea metalelor amorfe în curs de brevetare* — OSIM nr. 146974/25.02.1991.

STUDIUL DEFECTELOR CE APAR LA COMPACTAREA IZOSTATICĂ A MATERIALELOR METALICE

Șef de lucrări ing. V. Geamăn
Universitatea „Transilvania" Brașov

CZ : 621.762.019

În producția de semifabricate obținute prin metoda presării izostatice la cald (HIP), se întîlnesc o serie de defecte legate de particularitățile acestui proces.

Se disting două grupe mari de defecte, și anume defecte de geometrie (abateri de la forma și dimensiunile de calcul ale semifabricatelor) și defecte ale proprietăților mecanice ale macro- și microstructurii.

În tabelul 1 sînt prezentate formele de manifestare ale defectelor, stadiul ciclului tehnologic în care acestea apar, cauzele și metodele de remediere.

Analiza datelor din tabel arată că principiile de bază ale deficiențelor ce se manifestă în procesele HIP sînt următoarele :

— neetanșeitatea capsulelor ; aceasta este determinată de alegerea incorectă a materialului capsulelor, de greșeli de proiectare și de calitatea proastă a execuției ;

— abateri dimensionale ale semifabricatelor ca urmare a greșelilor de proiectare a capsulei, a densității, a insuficientei umpleri a capsulelor cu granule și a nerespectării parametrilor HIP ;

— abateri de la formă ale semifabricatelor, determinate de considerarea incorectă a legi-

Tabelul 1—Table 1

Tipul și forma de manifestare a defectului	Stadiul și metoda de depistare	Cauze	Concluzii privind calitatea	Mod de prevenire sau remediere a defectului
0	1	2	3	4
Absența contracției după HIP	Controlul parametrilor geometrici	Neetanșeitate inițială a capsulei	Rebut final (definitiv)	Mărirea siguranței controlului etanșeității
Umflarea capsulei în procesul HIP Capsula după HIP nu este ermetică Capsula după HIP este ermetică Contracție insuficientă a capsulei după HIP	Controlul parametrilor geometrici Verificarea etanșeității —„— —„—	Dezetanșarea capsulei în stadiul inițial al HIP, cu remedierea ulterioară a defectului a) dezetanșarea capsulei în timpul etanșării b) nerealizarea parametrilor dați prin HIP	Rebut definitiv — capsula prezintă pericol de explozie —„— Defect remediabil	Îmbunătățirea tehnologiei de execuție a capsulei —„—
Umflarea capsulei după tratament termic	Control după tratament termic	Dezetanșarea capsulelor în stadiile finale ale HIP cu remedierea ulterioară a defectului sau microscurgerea gazului prin cusăturile sudate sau pereții capsulei	Rebut definitiv	Îmbunătățirea tehnologiei de execuție a calității de sudare și a materialului capsulei
Abaterea de la parametrii geometrici cu păstrarea formei	Controlul parametrilor geometrici	Densitate insuficientă a umpluturii de granule Destinație incorectă a parametrilor geometrici ai capsulei	Defectul se poate remedia prin prelucrare mecanică	Realizarea densității suplimentare a umpluturii
Formarea ondulațiilor, a cutelor, pierderea locală a stabilității capsulelor	Control după HIP	Duritate insuficientă a umpluturii granulelor, densitate nereglementară (etanșeitate) a peretelui capsulei	Defect remediabil Mărirea adaosului de prelucrare	Asigurarea densității, a umpluturii, a grosimii peretelui capsulei
Formarea meniscurilor pe suprafețele de formare și frontale ale capsulei	Controlul parametrilor geometrici	Rezistență mărită a capsulelor în unghiuri și formarea zonelor de deformare dificilă	—„—	Mărirea razelor de trecere, subțierea pereților capsulei în unghiuri

Tabelul 1 (continuare)

0	1	2	3	4
Deformarea locală neuniformă a cusăturilor sudate amplasate în unghiul capsulelor	—„—	Duritate mărită a cusăturilor sudate, amplasarea lor în locurile de deformare dificilă, deformare curbată a cusăturilor	În caz de dezetanşare-rebut definitiv	Scoaterea îmbinărilor sudate din unghiurile capsulelor, efectuarea cusăturilor sudate excluzînd deformarea curbată
Deformarea neuniformă a elementelor ce formează gaura interioară a semifabricatului	—„—	Duritate mărită a elementelor ce formează gaura interioară, construcţie proastă a capsulelor	Se remediază prin prelucrarea mecanică suplimentară. În caz de dezetanşare, rebut definitiv	Treceri line la elementele interioare, absenţa cusăturilor sudate
Elipticitatea semifabricatelor presate	—„	Segregaţia prafului la umplere şi formarea unei densităţi iniţiale neuniforme	Defectul se remediază prin prelucrare mecanică suplimentară	Redresarea neuniformităţii densităţii umpluturii
Particule oxidate în structura materialului după HIP	Controlul microstructurii	Microneetanşeitatea capsulei, scurgerea gazelor prin pereţii ei	Rebut definitiv	Mărirea siguranţei controlului etanşeităţii capsulelor, îmbunătăţirea construcţiei lor, a calităţii sudurilor
Pori rotunjiţi în structura materialului după HIP	Controlul microstructurii	Microneetanşeitatea capsulei, scurgerea gazelor prin pereţii ei	Rebut definitiv	Mărirea siguranţei controlului etanşeităţii capsulelor, îmbunătăţirea construcţiei lor, a calităţii sudurilor
Microporozitatea remanentă după HIP	Controlul microstructurii	Localizarea parametrilor daţi de HIP	Defect remediabil	Repetarea presării după regimul dat
Porozitate depistată după tratament la temperaturi înalte	—„—	Microneetanşeitatea capsulei. Scurgerea gazului prin pereţii ei.	Rebut definitiv	Îmbunătăţirea construcţiei şi a calităţii sudurii capsulei
Micro- şi macrofisuri în materialul compact	Controlul microstructurii şi macrostructurii	Coeficienţi de dilatare termică diferiţi ai materialelor din compoziţie şi prezenţa elementelor nedeformabile	—„—	Îmbunătăţirea tehnologiei de construcţie a capsulelor
Prezenţa stratului defect la marginea materialului compact cu compus de oxid	Controlul microstructurii	Îmbîcsirea suprafeţei cu particule de praf cu incluziuni de oxicarbonitril	Defect remediabil	Introducerea unui adaos suplimentar de 1—2 mm pentru îndepărtarea stratului defect

tăţilor de modificare a formei lor, sau de alegerea nerațională a materialului capsulei;

— diferite tipuri de porozitate remanentă şi gazoasă ca urmare a nerespectării regimurilor HIP sau a microdezetanşeităţii capsulelor.

Din analiza tipurilor de defecte ce pot să apară în procesele de compactare la cald reiese clar că principalele direcţii de acţionare sînt: respectarea tehnologiei de compactare (HIP) şi proiectarea corectă a capsulelor.

Aceşti parametri depind la rîndul lor de forma şi dimensiunile semifabricatului şi de calitatea compoziţiei acestuia.

Problemele sînt mai simple în cazul compactării izostatice la rece (CIP), unde factorul temperatură este eliminat din start, şi, cu atît mai mult, în cazul compactării izostatice a pieselor turnate, unde se elimină în totalitate defectele datorate capsulei deoarece în acest caz ea nu există.

BIBLIOGRAFIE

[1] V. N. Samarov şi colectiv — *Analizni classificaţia defectov, voznicainşcih pri goriacem izostaticescom, pressovaniem* — în Cuznecino ştampovocinoe proizvodstve, Nr. 4, 1985, pag. 22—23.

[2] B. A. Rickinson, L. E. Tidbury — *Hot isostatic pressing of cast aluminium alloys.* In: Aluminium Industry, Vol. 5, Nr. 5, Sept./Oct — 1986, pag. 15—17.

CREȘTEREA REZISTENȚEI LA COROZIUNE ÎN MEDII BAZICE A ALAMELOR MONOFAZICE PRIN UTILIZAREA INHIBITORILOR INDIGENI

Prof. dr. ing. M. Cojocaru
Șef de lucrări ing. G. Grigorescu
Asistent ing. C. Sfăt și
Ing. C. Hegheduș
Universitatea „Politehnica" București

CZ: 669.35'5.620.193

Comportarea cuprului și a aliajelor sale în medii bazice este nesatisfăcătoare, deoarece la temperatură ridicată viteza de coroziune este foarte mare, existînd tendința de apariție a pittingului și a friabilității caustice. Toate aceste considerente au impus necesitatea utilizării inhibitorilor (tiouree) și determinarea concentrației optime a acestora în vederea creșterii rezistenței la coroziune a alamelor monofazice.

Pentru determinarea acțiunii cumulate a mediului și a inhibitorului asupra alamelor monofazice (cu 10, 20, 30% Zn) și stabilirea gradului de influență manifestat de fiecare factor al interacțiunii (compoziția chimică a alamei, parametrii termici și temporali ai recoacerii, care reclamă separarea unor faze fragile la limitele de grăunte, compoziția chimică a mediului corosiv și a inhibitorului) în rezolvarea ciclului de experiențe s-a utilizat metoda experimentului programat.

Condițiile de experimentare (matricea experimentului programat) și valorile indicelui gravimetric K (parametru de optimizat) sînt prezentate în tabelul 1.

Se face mențiunea că probele au fost prelevate din table de alamă laminate la rece, cu același grad de deformare recristalizate ulterior, astfel încît cele trei sortimente (Am 70, 80, 90) de alamă să aibă, ca stare inițială, starea „tare" (duritatea Brinell variind între 115 și 130 HB; Rm — 353 și 515 N/mm²).

Ca inhibitor a fost utilizată tioureea.

Evaluarea nivelului interacțiunii, respectiv a susceptibilității la coroziune a alamelor monofazice, a fost făcută utilizînd următoarele metode:

— determinarea indicelui gravimetric, reprezentînd variația greutății probei ca rezultat al coroziunii, raportată la suprafață și la timp:

$$K = \frac{\Delta G}{S \cdot t} \ [g/mm^2h]$$

— determinarea eficienței inhibitorului:

$$P = \frac{\Delta G_0 - \Delta G}{\Delta G_0} \cdot 100 \ (\%)$$

unde: P este eficiența inhibitorului, %, iar ΔG_0; ΔG — pierderile de greutate ale probei în absența, respectiv prezența inhibitorului, g (determinarea pierderilor de greutate s-a efectuat cu ajutorul balanței analitice);

— determinarea repartiției cuprului și zincului pe secțiunea stratului care a suportat interacțiunea cu mediul corosiv, care s-a efectuat pe o microsondă de tip Jeol;

— analiza metalografică, efectuată în zona suprafeței de interacțiune metal-mediu corosiv, pentru evidențierea tipului de coroziune care se manifestă preferențial. Analiza metalografică s-a efectuat pe un microscop Neophot.

Pentru a putea efectua analiza comparativă între acțiunea corosivă a mediilor acide, respectiv a celor bazice, soluția apoasă de NH_4OH, în care au fost realizate testele de coroziune, a avut concentrația de 10% NH_4OH.

Fierberea în soluția cu caracter bazic a fost efectuată într-un montaj de laborator prevăzut cu posibilități de menținere constantă a concentrației soluției și a temperaturii de fierbere.

Tabelul 1

Intervalele de variaţie ale parametrilor independenţei şi condiţiile de experimentare impuse de modelul matematic liniar (soluţie NH_4OH 10%)

Table 1

Independence parameters variation ranges and experimental conditions required by the linear mathematical model (10% NH_4OH solution)

Factorii	Concentraţia de cupru, %	Trec., °C	Trec., h	Concentraţia de inhibitor, %	$\frac{\Delta G}{S \cdot t} \times 10^{-7}$ g/mm²h
	x_1	x_2	x_3	x_4	y.
Nivelul de bază (x_0)	80	300	2	0,0125	—
Intervalul de variaţie (Δx)	10	100	1	0,0125	—
Nivelul superior ($x_0+\Delta x$)t	90	400	3	0,0215	—
Nivelul inferior ($x_0 - \Delta x$)	70	200	1	0	—
Exp. 1	+	+	+	+	−0,179
Exp. 2	+	+	+	−	4,5
Exp. 3	+	+	−	+	−0,06
Exp. 4	+	−	+	+	−0,182
Exp. 5	−	+	+	+	0,231
Exp. 6	−	−	+	+	0,087
Exp. 7	+	−	−	+	−0,03
Exp. 8	+	+	−	−	4,6
Exp. 9	+	−	+	−	4,7
Exp. 10	−	+	−	+	0,173
Exp. 11	−	−	−	+	0,059
Exp. 12	−	−	+	−	4,6
Exp. 13	−	+	−	−	3,9
Exp. 14	+	−	−	−	4,7
Exp. 15	−	−	−	−	3,5
Exp. 16	−	+	+	−	4,4

$y = 10^{-7} \times (2{,}244 + 0{,}125x_1 + 0{,}116x_3 - 2{,}119x_4)$.

— Condiţia de verificare statistică a coeficienţilor ecuaţiei :

$$|b_i| < \Delta b_i$$

$b_0 = 2{,}244 \times 10^{-7}$; $b_1 = 0{,}125 \times 10^{-7}$;
$b_3 = 0{,}116 \times 10^{-7}$; $b_4 = -2{,}119 \times 10^{-7}$.

— Condiţia de concordanţă a modelului :

$$|F_{tab.} < F_{calc.}|$$

$F_{calc} = 16{,}08$; $F_{tab}0{,}05$; 12; 2. = 19,41.

Înainte de fierbere, probele au fost decapate într-o soluţie de HCl 15%.

Rezultate obţinute

Prin prelucrarea statistică a rezultatelor (tab. 1) s-a obţinut următoarea ecuaţie de regresie :

$$Y_{(K)} = 10^{-7}\, x(2{,}244 + 0{,}125x_1 + 0{,}012x_2 + 0{,}116x_3 - 2{,}119x_4) \quad (1)$$

Din compararea valorii absolute a coeficienţilor cu valoarea intervalului lor de încredere rezultă că, exceptînd $b_2 = 0{,}012$, toţi coeficienţii sînt statistic determinaţi $\Delta_{bi} = 0{,}0335 \cdot 10^{-7}$.

S-a făcut şi verificarea concordanţei modelului liniar adoptat, modelul fiind compatibil (Fcal < Ftab).

În acest caz, forma particulară a ecuaţiei de regresie (1) este :

$$Y_{(K)} = 10^{-7}\, x(2{,}244 + 0{,}125x_1 + 0{,}116x_3 - 2{,}119x_4) \quad (2)$$

Analiza semnului asociat coeficienţilor indică faptul că o scădere a parametrului de optimizat (K = indicele gravimetric), deci o creştere a rezistenţei la coroziune, se obţine în cazul unei creşteri a proporţiei de inhibitor în soluţia de electrolit utilizată, soluţie 10% NH_4OH. Corelînd aceste date cu datele existente în literatura de specialitate, se observă o concordanţă între acestea; astfel, efectul de inhibare a coroziunii, prezentat de tiouree în soluţii cu caracter bazic, a fost explicat prin formarea de ioni amfoteri după relaţia :

$$H_2N - \underset{\underset{S}{\|}}{C} - NH_2 + NH_4^+ + OH^- \rightarrow$$

$$\rightarrow \left[\begin{matrix} NH^4 & S^- \\ & | \\ H_2N - & C = NH_2^+ \end{matrix}\right]^{CH-}$$

Aceasta explică efectul protector manifestat de tiouree o dată cu creşterea concentraţiei în alcali. Efectul de inhibare apare ca urmare a absorbţiei, sub forma unui strat coloidal al produsului reacţiei dintre tiouree şi hidroxidul de amoniu, strat care frînează interacţiunea metal-mediu agresiv. Cu toate acestea, unele date din literatura de specialitate subliniază posibilitatea apariţiei efectului de accelerare a interacţiunii alamă-soluţie apoasă NH_4OH în contextul prezenţei în concentraţii ridicate a inhibitorului tiouree, sugerînd o acţiune eficientă a acestuia la concentraţii reduse. Toate acestea au făcut ca în optimizarea modelului liniar să se testeze atît domeniul de concentraţii

Tabelul 2

Optimizarea modelului liniar (soluție *10*% NH_4OH)

Table 2

Linear model optimization (*10*% NH_4OH solution)

Factori	X_1	X_2	X_4	$y \times 10^{-7}$ g/mm² · h	
				Calculat	Determinat experimental
ΔXi	10	1	0,0125	—	—
bi	0,125	0,1160	2,119	—	—
bi · ΔXi	1,25	0,116	—0,026	—	—
Pasul Δi	—	—	0,00125	—	—
Nivelul de bază	80	2	0,0125	—	—
a. Deplasare pe gradient					
Exp. 1	Se păstrează constant la nivel superior (+1) 90 % Cu	Se păstrează constant la nivel superior (+1) 3h	0,0137	2,28	—
Exp. 2			0,015	2,06	0,035
Exp. 3			0,0162	1,857	—
Exp. 4			0,0175	1,637	0,05
Exp. 5			0,0187	1,434	—
Exp. 6			0,02	1,213	—
b. Deplasare în sens invers gradientului					
Exp. 1	Se păstrează constant la nivel superior (+1) 90% Cu	Se păstrează constant la nivel superior (+1) 3h	0,0112	2,705	—
Exp. 2			0,01	2,908	0,03
Exp. 3			0,0087	3,129	—
Exp. 4			0,0075	3,332	—
Exp. 5			0,0062	3,553	0,25
Exp. 6			0,005	3,756	—
Exp. 7			0,0037	3,976	—

indicat de model (domeniu în care ar trebui să se încadreze concentrația optimă de inhibitor), cît și domeniul diametral opus.

S-a considerat oportun ca în timpul testelor parametrii X_1, X_3 să fie menținuți la un nivel constant corespunzător nivelului superior pentru a face posibilă comparația în ceea ce privește eficiența inhibitorului pentru același tip de alamă.

Rezultatele sînt prezentate în tabelul 2.

Analiza rezultatelor obținute prin rezolvarea ecuației de regresie în condiții impuse de necesitatea deplasării pe gradient, corespunzătoare experiențelor intuitive (tab. 2), au indicat că, rezistența maximă la coroziune a alamelor monofazice în soluție apoasă de hidroxid de amoniu 10% este atinsă în cazul utilizării tioureii drept inhibitor în procesul de coroziune într-o proporție de 0,089 g/l soluție.

Tabelul 3

Efectul inhibitorului asupra rezistenței la coroziune a alamelor monofazice în soluție apoasă de hidroxid de amoniu 10%

Table 3

Inhibitor effect on monophase brass corrosion resitance in 10% aqueous solution of ammonium hydroxide

Cu, %	K absență inhibitor, g/m^2h	Viteza de coroziune, mm/an	Clasa de rezistență	K prezență inhibitor, $g/m^2 \cdot h$	Viteza de coroziune, mm/an	Clasa de rezistență	Eficiența inhibitorului, %
70	0,44	0,1÷0,5	rezistență scăzută	0,0020	0,001	foarte rezistent	99,54
80	0,44	0,1÷0,5	rezistență scăzută	0,0021	0,001	foarte rezistent	99,52
90	0,45	0,1÷0,5	rezistență scăzută	0,0030	0,005	foarte rezistent	99,3

Pare curios la prima vedere faptul că valoarea optimă a concentrației se găsește în sensul deplasării în sens invers gradientului. Explicația apare ca urmare a modificării mecanismului de acțiune a tioureei în soluții alcaline. Efectul de inhibare (eficiența inhibitorului) este prezentat în tabelul 3.

Pentru înțelegerea mai aprofundată a modului de acțiune a inhibitorului și a eficienței acestuia în soluții corosive, soluții cu caracter bazic, probele rezultate în urma experimentărilor au fost înregistrate prin metode care să permită, pe de o parte, determinarea posibilelor interacțiuni la nivelul suprafeței, aspecte specifice ale coroziunii generale, locale sau intergranulare, efecte de dezincare și, pe de altă parte, susceptibilitatea la coroziune atinsă de alamă în funcție de compoziția chimică a alamei, starea structurală a acesteia, compoziția chimică a soluției corosive și proporția inhibitorului.

Prin analiză metalografică nu se constată efecte puternice ale interacțiunii alamă-mediu corosiv, interacțiune care ar putea duce la modificări ale geometriei suprafeței (forme de pitting corosiv sau coroziune intergranulară).

Analiza macroscopică nu a scos în evidență prezența unor astfel de forme de coroziune; singura formă de coroziune care se manifestă cu o anumită intensitate, și care a fost înregistrată prin variația indicelui gravimetric, este coroziunea generală.

Analiza cu ajutorul microsondei electronice a scos în evidență tendința de coroziune intercristalină, tendință manifestată în cazul alamelor monofazice cu 70% Cu, în medii alcaline (10%, NH_4OH) și în absența tioureei.

Concluzii

Cercetările experimentale au urmărit caracterizarea alamelor monofazice din punct de vedere al susceptibilității pe care o prezintă la coroziune în medii bazice, precum și determinarea concentrației optime a inhibitorului de absorbție (tioureea), concentrație care să asigure o valoare maximă a rezistenței la coroziune.

Folosind metoda experimentului programat (modelare matematică), s-a ajuns la următoarele concluzii:

— modificarea concentrației zincului în alama monofazică în limitele 10—20% afectează nesemnificativ rezistența la coroziune a acestora;

— alamele monofazice sînt susceptibile la coroziune în medii alcaline;

— tioureea (inhibitor de adsorbție) poate fi eficientă în inhibarea proceselor de coroziune atît în medii acide cît și în cele bazice. Pentru ca acțiunea tioureei să fie maximă, concentrația acestui inhibitor în soluții alcaline (10% NH_4OH) trebuie să fie de 0,089 g/l soluție;

— utilizarea inhibitorului în concentrație optimă modifică clasa de rezistență a alamei: pentru medii alcaline, în prezența inhibitorului, alama trece din clasa de rezistență „scăzută" în clasa „foarte rezistent".

BIBLIOGRAFIE

[1] M. Constantinescu *Inhibitori de coroziune*. Ed. Tehnică, București, 1979.

[2] I. Rădoi *Introducere în coroziunea și protecția metalelor*, Ed. Facla, 1982.

[3] L. Oniciu *Coroziunea metalelor: aspecte fundmentale și protecția anticorosivă*, Ed. Științifică și Enciclopedică, București, 1986.

[4] M. Constantinescu, T. Badea *Coroziunea și protecția anticorosivă*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1978.

[5] A. Glück *Metode matematice în industria chimică*, Editura Tehnică, București, 1971.

CERCETĂRI PRIVIND RECUPERAREA RESURSELOR ENERGETICE SECUNDARE UTILIZÎND ARZĂTOARE TIP FLACĂRĂ CONTINUĂ REGENERATIVĂ

Asistent universitar ing. A. Semenescu — Universitatea „Politehnica" București
Ing. O. Gurgu și ing. L. Vâlceanu — INTEC București
Ing. R. Pivniceru — IPROMET București

CZ :004.86.004.8

Generalități

În cadrul proceselor metalurgice o mare parte din energie se pierde, fapt ce face ca randamentul energetic să fie subunitar. Pe parcursul timpului, această pierdere de energie a început să preocupe tot mai mulți specialiști, mai ales în ultima perioadă, cînd resursele energetice clasice (cărbunele, gazele, petrolul) au scăzut vertiginos.

În cadrul sectoarelor calde industriale, mari consumatoare de energie, un loc apare îl reprezintă cuptoarele și utilajele de tratament temic și încălzire, în vederea deformării plastice, la care gradul de utilizare a energiei este relativ scăzut și datorită faptului că o mare parte a energiei termice se pierde prin gazele arse evacuate din spațiul de lucru. Deoarece recuperarea cea mai eficientă este recuperarea primară, s-a recurs la o metodă optimă și anume la metoda regenerativă, prin care căldura din gazele evacuate se folosește la preîncălzirea intensă a aerului de combustie folosind arzătoarele regenerative. Prin această metodă s-a reușit ca temperatura gazelor evacuate să fie de cca 150—200° C, temperatură inferioară celorlalte metode de recuperare primară.

Au fost dezvoltate două metode de încălzire regenerativă a aerului de combustie, și anume: prima utilizînd arzătoare regenerative alternante și cea de-a doua utilizînd arzătoare regenerative continue.

Arzătoarele regenerative alternante sînt instalate în pereche, fiecare arzător fiind dotat cu arzător pilot, supraveghetor de flacără și regenerator căptușit refractar și umplut cu bile din alumină tabulară. Aceste arzătoare sînt programate pentru arderea combustibilului și respectiv colectarea gazelor arse pentru preîncălzirea aerului comburant al celuilalt arzător, astfel că în timp ce un arzător este în ardere celălalt este în exhaustare și invers (figura 1). Reversibilitatea este dictată de timp sau de temperatură [1].

Din motive de aprindere și stingere repetată a arzătoarelor, la procedeul cu flacără regenerativă alternantă nu se pot folosi combustibili gazoși de putere calorică inferioară sau com-

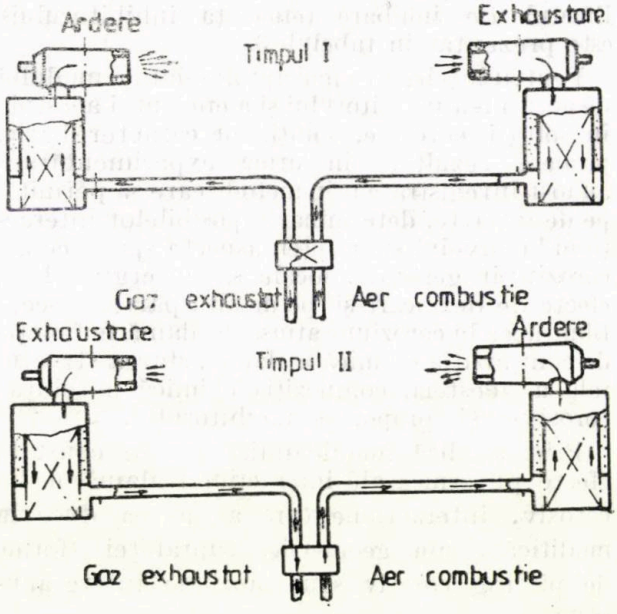


Fig. 1. Schema funcționării arzătoarelor regenerative alternante

Fig. 1. The operation diagram for alternative regenerate burners

bustibili lichizi, nu se pot folosi orice tipuri de arzătoare, nu se poate realiza încălzirea cu flacără întoarsă sau încălzirea bolții cu flacără tronconică. De asemenea, la cuptoarele de temperatură înaltă sînt necesare instalații suplimentare de aprindere, supraveghere și control special.

Descrierea soluției tehnice

Reeditînd într-o formă nouă sistemul de ardere continuă, dar pe bază de încălzire a aerului cu regeneratoare, arzătoarele regenerative continue înlătură dezavantajele menționate, aplicîndu-se astfel la orice cuptoare cu combustibili gazoși sau lichizi, permițînd folosirea oricărui tip de arzător, inclusiv de boltă. Toate arzătoarele sînt în ardere simultană. O pereche de regeneratoare deservește unul sau mai multe arzătoare.

Procedeul de ardere în sistemul arzătoarelor regenerative continue presupune doi timpi de funcționare (fig. 2). În timpul I, aerul de combustie debitat de ventilatorul I este dirijat de inversorul la rece 2 în regeneratorul 3, se preîncălzește de la un pachet ceramic 4, trece prin inversorul la cald 5, ajunge în distribuitorul de aer 6, iar de aici intră cu ajutorul arzătoarelor 7 în reacție de ardere cu combustibilul. În același timp, gazele arse părăsesc spațiul de lucru al cuptorului prin priza de evacuare 8, sînt dirijate în inversorul la cald 5 spre cel de-al doilea regenerator 9, încălzesc pachetul ceramic 10, apoi, trecînd prin inversorul la rece 2, ajung la conducta de evacuare 11, din care sînt aspirate și eșapate în atmosferă de ventilatorul de exhaustare 12.

În timpul II, regeneratorul utilizat ca preîncălzitor de aer devine acumulator de căldură, iar regeneratorul utilizat ca acumulator de căldură devine preîncălzitor de aer.

Ținînd seamă că aerul se preîncălzește la o temperatură medie de 800° C, arzătorul (figura 3) are corpul 1 căptușit cu betonul termoizolator 9.

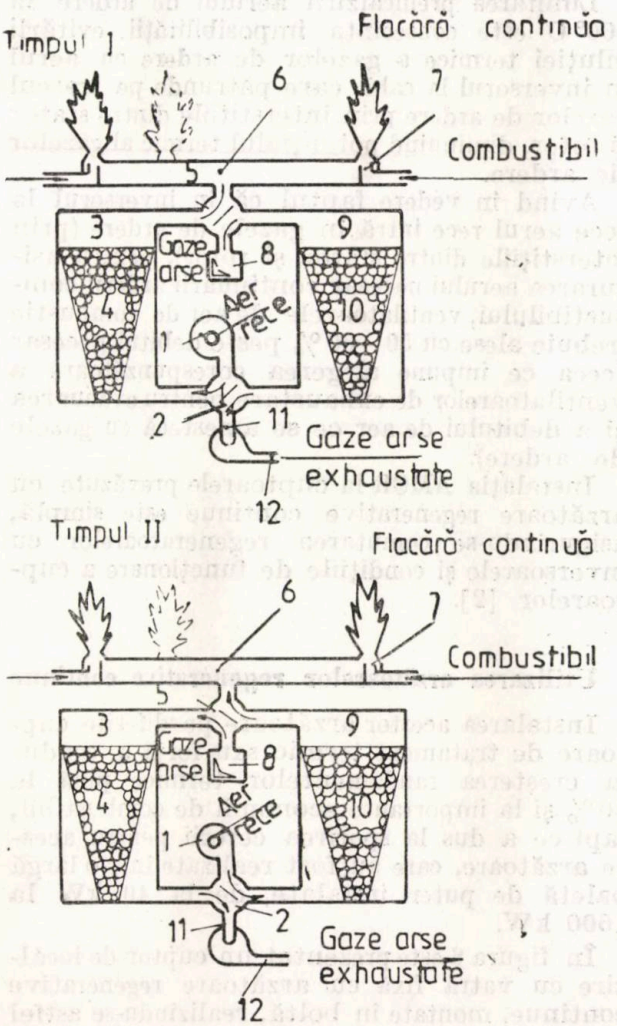


Fig.2. Schema funcționării arzătoarelor regenerative continue

Fig. 2. The operation diagram for continuous regenerative burners

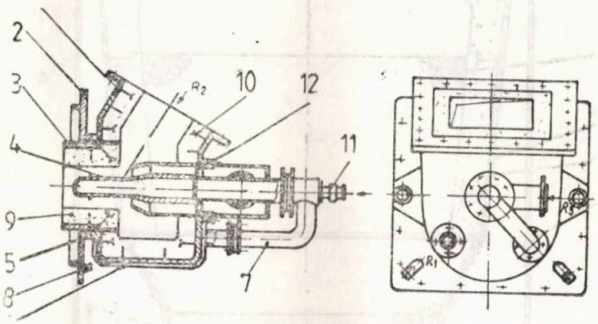


Fig. 3. Arzător

Fig. 3. Burner

Prin racordul R 2 intră aerul de combustie preîncălzit iar prin racordul R 3 aerul rece suplimentar, în timpul comutării regeneratoarelor. Combustibilul intră în mantaua dublă a arzătorului prin racordul R 1, încălzindu-se la cca 100° C, după care este dirijat în duza 4, prevăzută cu orificii prin care iese combustibilul și se amestecă cu aerul comburant.

Regeneratorul (figura 4) este îmbrăcat într-o manta dublă, corpul exterior 1 avînd introdus corpul interior 2, căptușit cu betonul termoizolator 5, fixat pe ancorele metalice 6, confecționate din oțel refractar. Corpul interior 2 se termină la partea inferioară cu o zonă tronconică din tablă prevăzută cu orificii. În corpul interior se introduc în vrac bilele din alumină tabulară 4, care alcătuiesc pachetul ceramic în pat fix.

La partea superioară regeneratorul este prevăzut cu un cot cu capac căptușit și cu clapetă de explozie, iar la partea inferioară, pe fundul corpului exterior sînt prevăzute racordul R 2 și ștuțul de golire a bilelor.

În timpul I, gazele de ardere intră prin racordul R 1 în cotul cu capac, trec prin bilele ceramice cedînd căldura și ies prin racordul R 2.

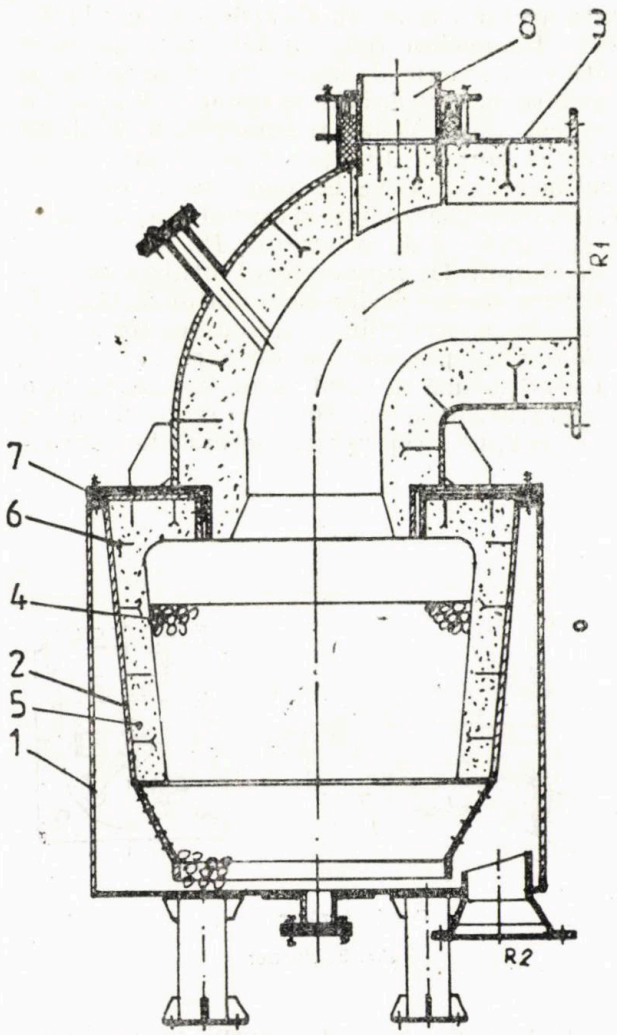


Fig. 4. Regenerator

Fig. 4. Regenerator

În timpul II, circulaţia aerului se face în curent ascendent; intrînd prn racordul R 2, prin golurile din corpul interior, trece prin bilele ceramice şi iese preîncălzit prin racordul R 1. Intrarea aerului în regenerator se produce cu turbulenţă, în spaţiul inelar dintre cele două corpuri, răcindu-se astfel corpul interior.

Sistemul de inversare cuprinde două inversoare cu cîte patru căi fiecare, unul la rece şi altul la cald, acţionate simultan de o pîrghie prevăzută cu un cilindru pneumatic. Astfel se permite legarea admisiei aerului de combustie la distribuitor şi, respectiv, legarea gazelor arse la exhaustor.

Inversarea se execută la comanda unui sistem automat propriu, în funcţie de timp sau de temperatura gazelor arse la ieşirea din regenerator.

În figura 5 este prezentat inversorul la cald. El are în componenţă statorul 1, care este o carcasă căptuşită cu betonul termoizolator 9 şi rotorul 2, căptuşit şi el, acesta fiind prevăzut cu un ax răcit, avînd lagăre cu rulmenţi cu joc mare, pentru evitarea blocării la temperaturi ridicate. Lagărele sînt executate din crucile 5 asamblate la stator prin şuruburi.

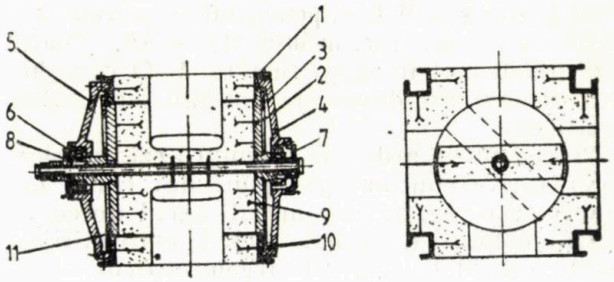


Fig. 5. Inversor la cald

Fig. 5. Hot inverter

Limitarea preîncălzirii aerului de ardere la 800° C este consecinţa imposibilităţii evitării diluţiei termice a gazelor de ardere cu aerul în inversorul la cald, care pătrunde pe traseul gazelor de ardere prin interstiţiile dintre stator şi rotor, diminuînd potenţialul termic al gazelor de ardere.

Avînd în vedere faptul că în inversorul la rece aerul rece intră în gazele de ardere (prin interstiţiile dintre stator şi rotor), pentru asigurarea aerului necesar continuării arderii combustibilului, ventilatoarele de aer de combustie trebuie alese cu 50—60% peste debitul necesar (ceea ce impune alegerea corespunzătoare a ventilatoarelor de exhaustare pentru evacuarea şi a debitului de aer ce se amestecă cu gazele de ardere).

Instalaţia AMCR la cuptoarele prevăzute cu arzătoare regenerative continue este simplă, asigurîndu-se comutarea regeneratoarelor cu inversoarele şi condiţiile de funcţionare a cuptoarelor [2].

Utilizarea arzătoarelor regenerative continue

Instalarea acestor arzătoare pe diferite cuptoare de tratament termic sau forjă a condus la creşterea randamentelor termice pînă la 40% şi la importante economii de combustibil, fapt ce a dus la sporirea cererii pentru aceste arzătoare, care au fost realizate într-o largă paletă de puteri instalate, de la 40 kW la 1600 kW.

În figura 6 este prezentat un cuptor de încălzire cu vatră fixă cu arzătoare regenerative continue, montate în boltă, realizîndu-se astfel o flacără tronconică ca la arzătoarele obişnuite.

Pentru scurtarea tubulaturii căptuşite prin care circulă aerul cald la arzătoare şi pentru micşorarea numărului de arzătoare, acestea

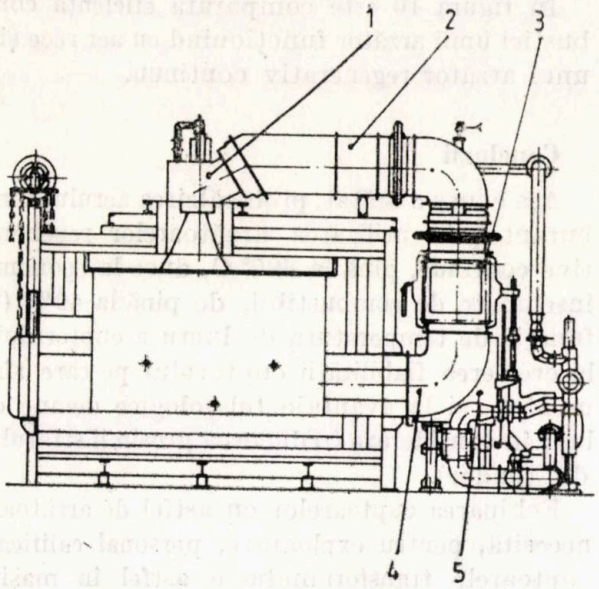


Fig. 6. Cuptor de încălzire cu vatră fixă cu arzătoare regenerative continue

Fig. 6. Fix heating furnace with continuous regenerator burners

se pot monta și lateral, prevăzîndu-se circulația gazelor arse în cuptor de tip „flacără întoarsă" cu arzătoare cu impuls, ce se pretează bine la cuptoarele adînci pentru încălzirea lingourilor în vederea laminării, precum și la cuptoarele de încălzire în vederea forjării. Este cazul cuptorului cu două camere, $S_v = 2 \times 3{,}15$ m² din forja de ciocane a Intr. FAUR — S.A. București, care prin cele trei arzătoare regenerative montate lateral pe cuptor, la fel ca și la sistemul clasic, a condus la preîncălzirea aerului la valori medii de 800° C, determinînd o economie de combustibil de aprox. 30%. S-a constatat, de asemenea, că exhaustarea funcționează corect, asigurînd o mică suprapresiune în cuptor și eliminînd complet flăcările de la fața cuptorului, cu consecințe importante asupra fiabilității. Deci, pe lîngă utilizarea judicioasă a cuptorului, a suprafeței din hală afectate lui, se obține o altă economie de energie, eliminîndu-se consumul excesiv de materiale refractare și metalice la reparații.

Rezultate energetice

Presupunînd că 90% din gazele arse sînt aspirate, diagramele Sankey sînt stabilite pentru temperatura gazelor arse de 1000° C (figura 7) și 1400° C (figura 8), excesul de aer fiind de 10%.

Economia de combustibil realizată prin utilizarea unui arzător regenerativ continuu în funcție de temperatura gazelor arse este reprezentată în figura 9.

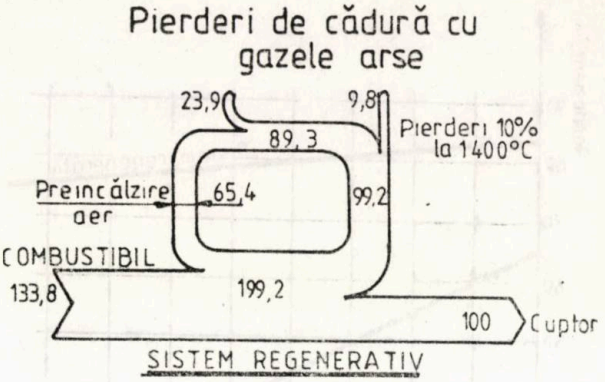


Fig. 7. Diagrama Sankey

Fig. 7. Sankey diagram

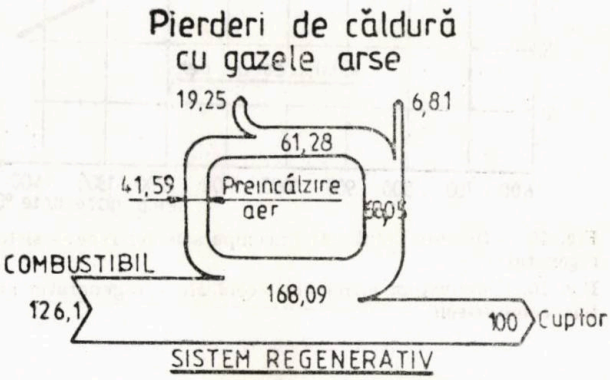


Fig. 8. Diagrama Sankey

Fig. 8. Sankey diagram

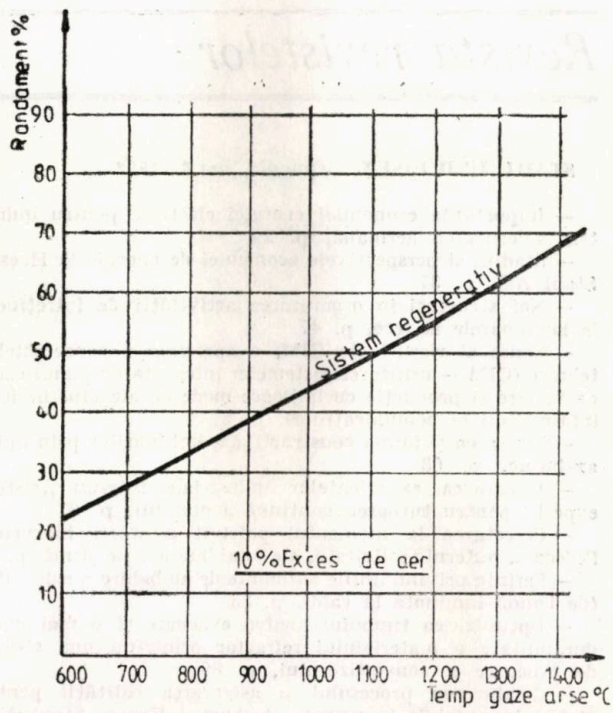


Fig. 9. Economie de energie realizată în funcție de temperatura gazelor arse

Fig. 9. Energy saving depending on the temperature of hurnt gases

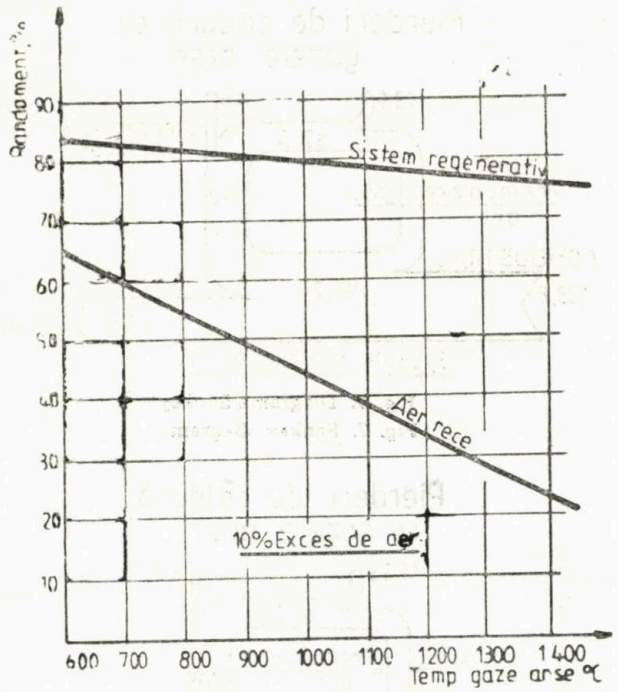


Fig. 10. Eficienţa combustiei : comparaţie aer rece — sistem regenerativ

Fig. 10. Combustion efficiency : cold air — regenerator system comparison

În figura 10 este comparată eficienţa combustiei unui arzător funcţionînd cu aer rece şi a unui arzător regenerativ continuu.

Concluzii

Aşa cum s-a arătat, preîncălzirea aerului comburant prin utilizarea arzătoarelor regenerative continue, pînă la 800° C, duce la economii însemnate de combustibil, de pînă la 40% (în funcţie de temperatura de lucru a cuptorului), la creşterea fiabilităţii cuptorului pe care sînt montate şi la avantaje tehnologice demne de luat în considerare (reducerea grosimii stratului de ţunder).

Echiparea cuptoarelor cu astfel de arzătoare necesită, pentru exploatare, personal calificat, cuptoarele transformîndu-se astfel în maşini termice complexe.

BIBLIOGRAFIE

[1] I. Zaharescu *Soluţii noi pentru preîncălzirea aerului de ardere în cuptoarele de forjă şi tratamente termice.* În : Energetica, România, nr. 5, 1986.

Revista revistelor

STAHL UND EISEN, *Germania, nr. 6, 1992*

— Importanţa economiei energiei electrice pentru industria siderurgică germană, p. 29

— Stadiul şi perspectivele economiei de energie la Hoesch Stahl AG, p. 37

— Noi structuri în organizarea activităţii de întreţinere la laminoarele la rece, p. 47

— Şanse şi riscuri ale CIM, o apreciere a consecinţelor tehnice (CIM — utilizarea sistemelor integrate de planificare, dezvoltare şi producţie cu mijloace moderne ale ciberneticii, informaticii şi comunicaţiilor), p. 57

— Finisarea şi forma constructivă a îmbinărilor prin lipire ax-butuc, p. 63

— Integrarea experienţelor industriale într-un „sistem expert" pentru turnarea continuă a oţelului, p. 67

— Cercetarea la momentul potrivit a stării blocurilor finisoare, puternic solicitate, ale unui laminor de sîrmă, p. 75

— Cerinţe privind liniile automate de ambalare a rulourilor (de bandă laminată la cald), p. 83

— Optimizarea timpului pentru evacuare şi o mai mare durabilitate a materialului refractar printr-un nou sistem de evacuare a convertizorului, p. 89

— Conducerea procesului şi asigurarea calităţii pentru oţeluri inoxidabile la uzinele Bochum — Krupp Stahl AG, p. 97

— Al 14-lea Congres al nichelului Evamet — SLN, p. 103

— Recipienţi din oţel consolidaţi cu fibre, o soluţie mai economică pentru transportul hidrogenului, p. 105

— Werkstoffrpüfung 1991 — congres cu tema „Încercarea materialelor" (1991) — Progrese în tehnicile de încercare şi în asigurarea calităţii, p. 115

— Restructurarea industriei siderurgice americane, p. 119

STAHL UND EISEN, *Germania, nr. 7, 1992*

— Provocări privind politica cercetării pentru industria germană, p. 21

— Estimări privind competitivitatea laminoarelor, p. 25

— Influenţarea profilului de grosime a benzii laminate la cald, prin modificarea parametrilor de laminare, p. 33

— Măsurarea lăţimii, reglarea lăţimii şi optimizarea tăieri la laminoarele de benzi la cald, p. 41

— O nouă tehnologie de ambalare a rulourilor, p. 47

— Dezvoltări ale blocurilor de laminare cu trei valţuri (pentru sîrmă), p. 53

— Îmbunătăţiri ale calităţii prin maşini de foraj radiale, flexibile, p. 63

— Wire'92 (Tîrgul internaţional pentru sîrme şi cabluri 6/10.IV.92), p. 73

— Materiale aliate mecanic pentru utilizări industriale, p. 77

— Elaborarea şi turnarea oţelurilor rezistente la gaze acide, la uzinele Dillingen AG, p. 83

— Controlul on-line al densităţii fluxului termic la turnarea continuă a bramelor, p. 91

CONSIDERAȚII PRIVIND POLUAREA CU PULBERI ÎN TURNĂTORII

Prof. dr. ing. L. Sofroni și ing. Mihaela Pană
Universitatea „Politehnica" București
Ing. Daniela Rusea
S.C. Faur S.A. București
Chim. Mihaela Neagu și ing. Liliana Secăreanu
Institutul de Igienă București

CZ : 621.74.628.5

Prima poluare s-a descoperit o dată cu apariția focului, arderea fiind unul din elementele care produce factori poluanți, ca pulberile, gazele care sînt foarte nocive, oxidul de C și CO_2, oxizii sulfului, oxizii azotului, hidrocarburile policiclice aromatice, aceasta în funcție de combustibilul ars și de felul arderii (completă sau incompletă).

Sursele principale de praf și gaze nocive în turnătorii sînt agregatele de elaborare și utilajele pentru prepararea și transportul amestecurilor, mașinile de miezuire, de dezbatere, sectoarele de curățire a pieselor etc.

În turnătorii sînt utilizate peste 100 de tehnologii de execuție a formelor și a miezurilor, peste 300 de tipuri de vopsele, peste 40 de tipuri de lianți, fapt care complică situația microclimatului. La realizarea unei tone de piese brute turnate se degajă 10—30 kg de praf [4].

Factorii nocivi din turnătorii, după majoritatea studiilor de specialitate, sînt :

— particulele de cuarț cu dimensiuni sub 5 microni (din praf) ;
— gazele CO, CO_2, SO_2, H_2S, F_2, HCl, NO, NO_2 ;
— zgomotul peste 95 dB ;
— vibrațiile și degajările de căldură.

Industria metalurgică și în mod special turnătoria reprezintă un loc de muncă care este un „generator de pulberi". După originea sa, praful industrial se poate clasifica astfel [5] :

1. *pulberi anorganice*
   — metalice (fier, cupru, plumb, zinc etc.)
   — minerale (bioxid de siliciu, silicați, azbest etc.)
   — sintetice (vopsele, ciment etc.)
2. *pulberi organice*
   — vegetale (lemn, dextrină etc.)
   — animale (păr, lînă etc.)
   — sintetice (coloranți sintetici etc.)

Praful poate fi format dintr-unul sau mai multe materiale metalice și minerale. Praful format din mai multe materiale are în compoziția sa, de obicei, cuarț și particule metalice sau amestec de praf pe bază de cuarț.

Modul de formare a prafului :
— prin dezintegrare ;
— prin condensare.

Praful format prin dezintegrare rezultă în urma acțiunii mecanice a utilajelor asupra materialelor solide (la dezbaterea formelor, la sablarea și remanierea pieselor, la peliculizare).

Praful format prin condensare se obține în urma condensării vaporilor suprasaturați care rezultă dintr-o serie de procese termice și chimice prin condensarea oxizilor de zinc.

În turnătorii, particulele de praf sînt formate din bioxid de siliciu.

Metode de determinare a concentrației prafului la locul de muncă

Aceste metode pot fi grupate în trei categorii [8] :

— metode gravimetrice de cîntărire a prafului ;
— metode coniometrice de numărare a particulelor de praf ;
— metode mixte, gravimetrice și coniometrice.

Fazele de determinare a cantității de praf :
— faza I — recoltarea probelor ;
— faza a II-a — analiza probei recoltate.

Pulberile susceptibile de a fi inhalate sînt repartizate în trei mari clase [1] :

— *pulberi alveolare* cu fracții granulometrice cuprinse între 0,01 și 10 μm ;
— *pulberi inspirabile* cu fracții granulometrice cuprinse între 0,01 și 50 μm ;
— *pulberi totale* cu fracții granulometrice cuprinse între 0,01 și 100 μm.

Observație : Se consideră că particulele de dimensiuni mai mari de 100 μm nu pot fi inhalate.

Raportul O.M.S. privitor la efectele pulherilor de siliciu și de cărbune (în amestec) reține definiția pneumoconiozei ca „acumulare de pulberi în plămîni și reacția țesuturilor în prezența acestor pulberi". Deci, numai particulele inhalate, care pot pătrunde în interiorul alveolelor (în țesutul pulmonar), joacă un rol în patogenia pneumoconiozelor. ∅ aerodinamic critic, care permite penetrația alveolară, nu trebuie să depășească 5 μm dar și particulele mai mari, pînă la 10 μm, se pot depune în alveole.

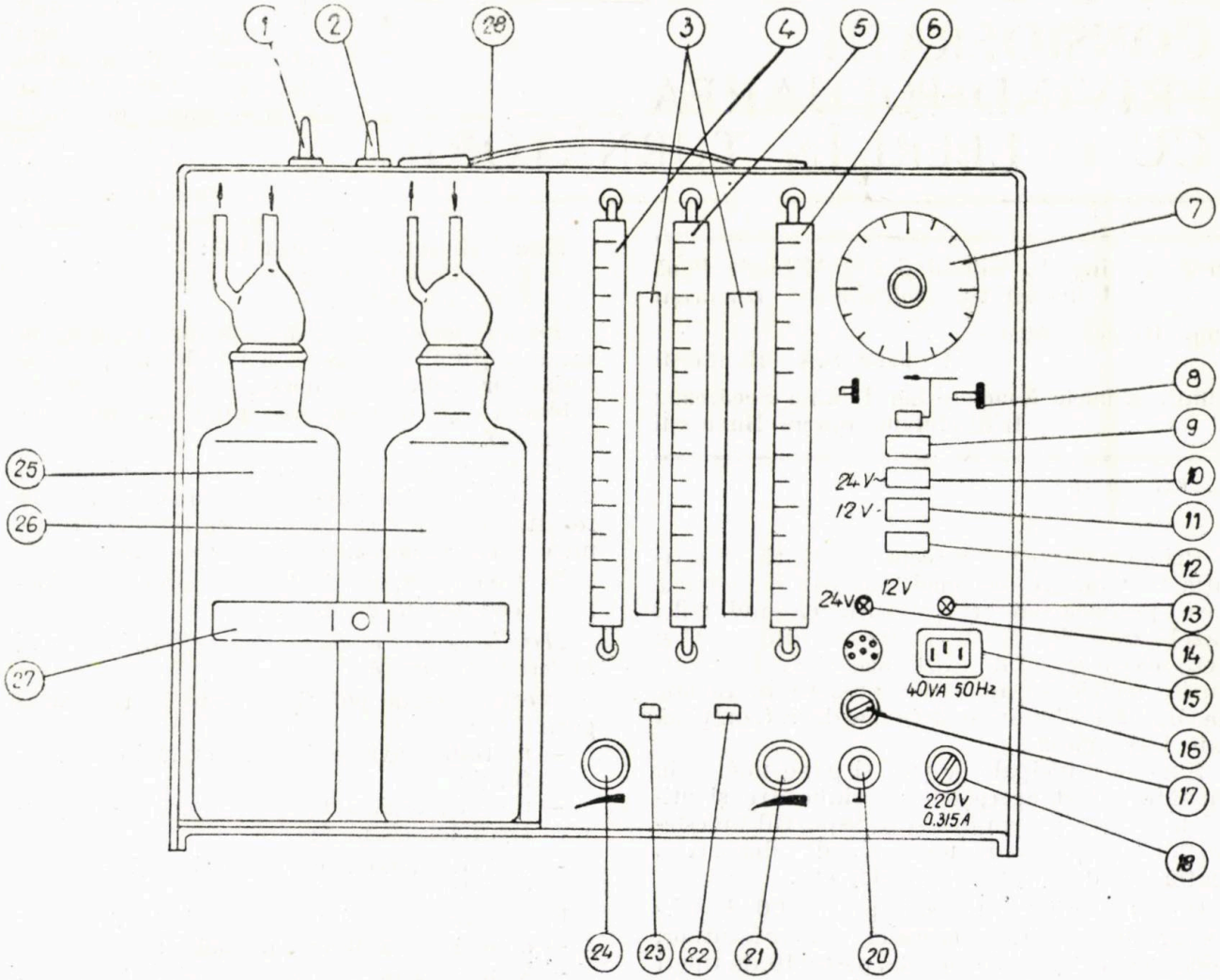


Fig. 1. Aparatul de determinări: 1. duză de intrare a curentului de gaze; 2. duză de ieşire a curentului de gaze; 3. cilindri de uscare; 4. rotametru al canalului I; 5. tubul principal al rotametrului; 6. rotametru al canalului II; 7. comutator de timp; 8. buton de acţionare; 9. comutator de aprindere-stingere, indică legarea la reţea; 10. comutarea absorbţiei intensive; 11. comutarea la baterie; 12. buton de decuplare; 13. lampă pilot; 14. lampă pilot; 15. priză de conectare la 110, 127, 220 V; 16. priză pentru conectare la 12 şi 24 V; 17. singuranţă; 18. şurub de fixare; 19. manta pentru legarea cablului de împământare; 20. clapă rotativă; 21. buton pornit-oprit al canalului; 22. buton pornit-oprit al canalului I; 23. clapă rotativă; 24. butelie I — pentru purificarea gazului; 25. butelie II; 26. arcul de fixare al absorbitorilor 27. mîner al aparatului

Fig. 1. The test equipment; 1. Gas stream entry nozzle; 2. Gas stream exit nozzle; 3. Drying cylinders; 4. 1-st channel rotameter; 5. Main rotameter tube; 6. 2-nd channel rotameter; 7. Time switch; 8. Start switch; 9. ON — OFF mains switch; 10. Intensive absorbtion switching; 11. Battery ON/OFF switch; 12. Switch off button; 13. Pilot lamp; 14. Pilot lamp; 15. 110, 127, 220 V mains socket; 16. 12 and 24 V connection socket; 17. Fuse; 18. Assembly screw; 19. Earth cable sjeath; 20. Gate-turn valve; 21. 2-nd channel ON/OFF switch; 22. 1-st channel ON/OFF switch; 23. Gate-turn valve; 24. 1-st air cleaning cylinder; 25. 2-nd air cleaning cylinder; 26. Clamping spring for absorbers; 27. Device handle

Rezultatele (tab. 1), prezentate la al 58-lea Congres de Turnătorie — septembrie 1991 — Cracovia, au evidenţiat următoarele:

În cazul în care pulberile se găsesc în amestec se normează separat, luîndu-se în considerare pulberea cu acţiunea cea mai nocivă. Valorile medii de expunere sînt determinate în % în raport cu conţinutul de siliciu liber cristalin de 17%. Importanţa pulberilor ca noxă profe-

Tabelul 1

Rezultatele prezentate în cadrul celui de-al 58-lea Congres de Turnătorie

Table 1

Results presented at the 58-th International Foundrx Congress

Natura pulberilor	Concentraţii, mg/m³	Norme VME*, mg/m³
Pulberi totale	34,3±1,7	—
Pulberi inspirabile	29,8±1,5	1,5
Pulberi alveolare	2,5±0,1	0,5

* VME = valori medii de expunere

sională este determinată în primul rînd de riscul silicogen al acestora.

Pentru aprecierea cît mai exactă a gradului de expunere la pulberi silicogene la locul de muncă, este necesară o cunoaştere cît mai exactă a procesului tehnologic pentru stabilirea momentelor de maximă şi minimă prăfuire şi realizarea unui plan de recoltări, astfel încît probele să fie cît mai concludente.

Principiile de funcţionare ale majorităţii aparatelor de recoltare sînt bazate pe filtrare, sedimentare, centrifugare, barbotare, precipitare prin impact, precipitare termică sau electrostatică [8].

În cazul turnătoriilor în care se folosesc forme crude, se degajă 75—100 kg praf/tona de piese bune, adică circa 1% din amestecul de formare prelucrat [4]. Sectoarele care generează cel mai mult praf sînt cele de preparare a amestecului. Operaţiile de spargere a bulgărilor de sitare, de omogenizare şi amestecare generează mult praf [2]. La prepararea şi în timpul transportului amestecului se degajă circa 0,4% din volumul amestecului prelucrat, adică 0,8 t/h (3000 t/an).

Praful din turnătorii reprezintă o aglomerare de particule (electroni, ioni sau molecule neutre) ce se mişcă continuu. Încărcarea cu sarcină poate să apară [6] la prafuri prin sfărîmare, pulverizare din stare compactă, frecare de pereţi sau de diverse suprafeţe şi trecere prin flăcără, încărcarea cu emisie termoelectrică de electroni şi încărcarea prin emisie fotoelectrică de electroni. Încărcările naturale ale particulelor sînt prea slabe pentru a asigura o separare eficientă. Metoda artificială cea mai bună şi universal aplicabilă este descărcarea „corona unipolară" pentru atingerea unor încărcări foarte mari ale particulelor în scopul desprăfuirii.

„Descărcarea corona" apare sub forma unei luminiscenţe în care se formează o cantitate mare de ioni pozitivi şi negativi [6].

Deoarece fonta şi respectiv aliajele din fontă reprezintă 80% din producţia de piese turnate, şi cantitatea de pulberi emanate în atmosferă şi în incinta halelor este foarte ridicată.

Nu se poate măsura direct cantitatea de pulberi în suspensie, reţinute la nivelul plămînilor la om. Intensitatea expunerii este evaluată indirect în funcţie de concentraţia particulelor, durata muncii şi eficienţa ventilaţiei. În fixarea limitelor de expunere s-a adoptat o valoare tip pentru durata muncii — 8 ore pe zi şi o ventilaţie corespunzătoare unei activităţi fizice medii. La noi în ţară C.M.A. (concentraţia maxim admisă de Normele republicane de protecţia muncii în vigoare) pentru pulberi cu conţinut de SiO_2 liber cristalin peste 10% este de 5,5 mg/m³.

Determinările practice s-au efectuat la turnătoria de fontă Faur S.A. Gradul de prăfuire s-a determinat prin metoda gravimetrică cu ajutorul filtrelor nehigroscopice.

Principiul metodei constă în reţinerea prin aspirare, pe filtre, a unei cantităţi de pulberi, stabilirea ulterior prin cîntărire şi raportarea acesteia la volumul de aer aspirat.

Calculul prăfuirii din zona de muncă investigată se face prin formula:

$$Q = \frac{g_2 - g_1}{V} 1000$$

unde:

Q este prăfuirea din zona de muncă, mg/m³;
g_1 — greutatea filtrului înainte de recoltare;
g_2 — greutatea filtrului după recoltare;
V — volumul aerului aspirat, l.

Rezultatele determinărilor practice din turnătoria de fontă *Tabelul 2*

Experimental results from casthouse *Table 2*

Loc de muncă		Pulberi silicogene (mg/m³) cu SiO_2 liber cristalin > 10%			$\bar{X}$	$\frac{\bar{X}}{C.M.A.}$	CMA*, mg/m³	Date obţinute în Elveţia '90, mg/m³
Peliculizare	— amestecător principal	13	36	42	30,3	5,5	5,5	8,1
	— sitare nisip peliculizat	10	21	26	19	3,4	5,5	6,7
Dezbatere	— piese cu grosime de perete d = 11 mm		16	19	13	2,3	5,5	7
	— piese cu grosime de perete d = 50 mm	12	20	28	20	3,6	5,5	7
	— piese cu grosime de perete d = 115 mm	20	35	41	32	5,8	5,5	7,3
Curăţătorie	— piese cu grosime de perete d = 115 mm	38	46	48	44	8	5,5	7

* CMA — concentraţia maximă admisă se referă la pulberea integrală aflată în suspensie în momentul recoltării prin reţinere pe filtre

Recoltarea probelor de aer s-a făcut cu aspiratorul Emimat Radelkis tip OH 601/1 utilizîndu-se filtre nehidroscopice tip FPP 5. Filtrele pentru reținere au fost poziționate la nivel respirator. Locurile de muncă au fost investigate în trei zile succesive pe perioada unui schimb de lucru. Menționăm că dozajul în SiO_2 liber cristalin s-a realizat prin difracție în raze „X". Rezultatul analizei: SiO_2 liber cristalin din pulberile recoltate este mai mare de 10%.

În tabelul 2 sînt prezentate rezultatele determinărilor efectuate.

Aparatul este montat la înălțimea de 1,5 m, la nivelul aparatului respirator [7] al muncitorului și cu ajutorul comutatorului 9 este conectat la rețea.

Mod de funcționare. Aerul este aspirat fie direct, fie prin intermediul unui tub de cauciuc siliconat prin duza 1, apoi este uscat în cilindrii de uscare 3. Aceștia conțin silicagel hidroscopic; dacă acesta devine roz, trebuie ca el să fie regenerat prin încălzire și pus înapoi în tuburi.

Cu ajutorul rotametrelor 4 și 6 se măsoară cantitatea de aer care trece prin absorbitorul 1, respectiv 2. Prin intermediul comutatorului 7, se fixează durata de luare a probei. În cazul fixării automate, durata variază între 0 și 60 min, iar în cazul fixării manuale durata este nelimitată. În cazul de față, durata de 15 min a fost fixată automat. Cu ajutorul clapelor rotative 21 și 24, se controlează absorbția jetului de aer în canalele II și respectiv I.

În buteliile 25 și 26 are loc purificarea gazului deoarece filtrele sînt montate interior.

Simultan, se pot face două determinări diferite; prin cuplarea în serie a celor două butelii

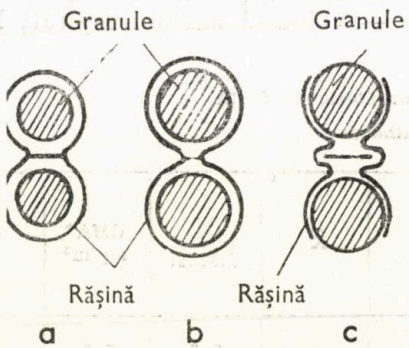


Fig. 2. Înfățișarea schematică a peliculelor de rășină în cazul amestecurilor de nisip peliculizat

Fig. 2. Schematic diagram of resin coating for mould sand

are loc o reținre mai mare pe filtre. După purificare, aerul este evacuat în exterior prin duza de ieșire 2.

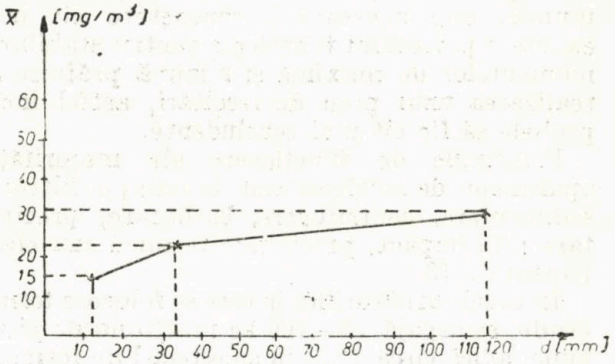


Fig. 3. Interdependența dintre media aritmetică a concentrațiilor și grosimea de perete a pieselor turnate

Fig. 3. The arithmetic mean of the concentrations depending on the wall thickness of the castings

Concluzii

Din tabelul 2 rezultă valori ridicate ale concentrației pulberilor silicogene, concentrații ce depășesc C.M.A. în toate punctele investigate.

În atelierul de peliculizare a nisipului, concentrația silicogenă cea mai ridicată se întîlnește în momentul amestecării nisipului încălzit la 140—145°C cu amestec de novolac, stearat de calciu și hexamină. La acest punct al fluxului tehnologic, pe lîngă pulberile silicogene s-a evidențiat și existența în concentrații mari, ce depășesc C.M.A.-urile, a aerosolilor de amoniac și aldehidă formică, rezultate în urma descompunerii hexametilentetraminei [2].

Datele obținute variază în funcție de grosimea peretelui (fig. 3).

Deoarece concentrația pulberilor silicogene este depășită, se impun măsuri de depoluare prin utilizarea desprăfuitoarelor, a filtrelor, respectiv a stațiilor centrale de filtrare (filtru compact) [3].

Pulberile silicogene sînt considerate noxe profesionale deoarece, prin lipsa măsurilor de profilaxie, se îmbolnăvesc 25—30% din muncitorii care inhalează pulberi cu un conținut bine determinat de SiO_2 [7].

Una din metodele cele mai eficiente pentru combaterea prafului în turnătorii o reprezintă utilizarea spumei [4].

Spuma reprezintă un sistem constituit din gaz și fază lichidă, fiind obținută într-un generator.

NOI DIRECȚII ÎN COMERCIALIZAREA OȚELULUI*

Brian T. Loton

Comercializarea oțelului a suferit schimbări importante în ultimele decenii și probabil că se va schimba și mai mult pînă în anul 2000. Viitorul oțelului stă în capacitatea lui de a face față provocărilor de tipul conștientizării superioare a problemelor mediului și de conservare a energiei, competiției mai puternice între oțel și alte materiale, siguranței aprovizionării și accentului pe pretențiile clienților.

Viitorul oțelului stă în capacitatea lui de a constitui un material pentru secolul XXI.

Industria siderurgică mondială își îndreaptă eforturile în realizarea de produse din oțel care să prezinte siguranță și să fie preferate în protecția mediului, capabile să reziste concurenței în privința productivității și tehnologiilor de fabricație și să facă din industria siderurgică un domeniu în care merită să investești.

Satisfacerea cu succes a pretențiilor pieței oțelului are o importanță vitală. După anul 2000, piața oțelului va trece probabil prin cîteva schimbări semnificative în domeniile conservării energiei și protecției mediului. Utilizarea energiei în producție și contribuția produselor din oțel la conservarea energiei vor constitui factori importanți de marketing în privința economisirii acesteia.

Problemele mediului vor fi mai conștientizate, iar performanțele anumitor ramuri ale industriei și ale produselor lor se vor măsura tot mai mult prin contribuția lor la protecția mediului.

Competiția între oțel și alte materiale, cum ar fi aluminiul, masele plastice și compozitele, se va intensifica. Competiția între materiale trebuie văzută ca un obiectiv de cîștigat, care oferă siderurgiei prilejuri de creștere, prin găsirea de noi aplicații pentru oțel.

În industria automobilelor, raportul rezistență/greutate va însemna totul în competiția pentru caroseria ce conține componente din tablă. Producătorii de oțel sînt supuși presiunii de menținere a unor niveluri ridicate ale dezvoltării și prelucrării, asigurînd o complexitate crescîndă, reducerea greutății și prelungirea duratei în serviciu a componentelor. Produsele de tipul oțelului laminat la cald, călibil prin recoacere, tablelor din oțel din straturi suprapuse de oțel — rășină — oțel, pentru amortizarea vibrațiilor, și al tablei croite, sudată cu laser, pentru ambutisarea componentelor caroseriei auto, constituie alternative în competiția dintre materiale pe piața automobilelor.

În fabricație, constanța proprietăților și precizia dimensională vor constitui cerințe majore ale proceselor dependente tot mai mult de automatizările tehnologice, care impun niveluri ridicate de viteză și precizie.

În privința ambalajelor, domeniu în care aluminiul a pătruns puternic, problema de mediu a posibilității de reciclare ar putea favoriza oțelul, datorită avantajului lui de a fi separat magnetic, dar acest lucru se va întîmpla la scară largă numai dacă se vor realiza tehnologii de fabricație a tablei foarte subțiri cu acoperiri organice sau alte acoperiri rezistente. În prezent, mai mult de o treime din noile produse de oțel fabricate în fiecare an conține oțel reciclat.

Acoperirile organice și metalice, care măresc rezistența la coroziune și calitatea estetică a tablei din oțel, vor face ca aceasta să aibă un rol tot mai important în industria constructoare și în construcții, unde se cere oțel de rezistență superioară.

Pe lîngă acești factori, siguranța aprovizionării este în prezent o problemă majoră a industriei siderurgice și va duce la procese mai sigure și la sisteme de distribuție mult mai sofisticate, care la rîndul lor vor duce probabil la o mai mare creștere a specialiștilor în distribuție, a centrelor de asistență tehnică și a înțelegerilor comerciale în privința aprovizionării.

Pentru mărirea eficienței, întreprinderile caută să devină cele mai bune din lume în privința anumitor produse și mai puțin în fabricarea întregii game de produse cerute de piața internă. În cadrul acestor tendințe, producătorii de oțel formează alianțe strategice pentru comercializare și dezvoltare.

Industria siderurgică a fost supusă unor transformări majore în trecut și probabil că vom fi martorii unei schimbări accelerate în viitor, cînd se va pune accentul pe nivelul asistenței tehnice a clienților și pe integrarea disponibilului de oțel cu necesitățile clienților.

---

* Traducere efectuată din revista Metallurgical Plant and Technology, Germania, nr. 4, 1922, p. 6

Evenimente Internaţionale

În perioada 12—13 XI 1992 a avut loc la DÜSSELDORF Congresul Siderurgiei Germane, cu următorul program pe secţiuni:

Grupa I. **Metalurgie şi tehnologii de prelucrare**

— Tehnica instalaţiilor CSP şi adaptarea lor la programele de producţie evoluate
— Tehnologia ISP (In line Strip Production) — posibilităţile şi primele experienţe de producţie în uzina Arvedi, Cremona — Italia
— CPR (Casting — Pressing — Rolling) — un procedeu de turnare pentru producerea benzilor din oţel, în formă aproape finită
— Experimentări privind tehnologia şi materialele utilizate pentru turnarea şi laminarea bramelor subţiri
— Experimentări asupra solidificării şi asupra caracteristicilor mecanice ale bramelor subţiri
— Cerinţe privind produsele turnate în formă aproape finită din punctul de vedere al tehnicii laminării

Grupa a II-a. **Laminarea la rece şi tehnica materialelor**

— Noua linie de recoacere şi decapare de la Thyssen Edelstahl — Rnefeld, pentru benzi late din oţel inoxidabil. Cerinţe şi realizare constructivă
— Laminor reversibil cu 20 role, pentru bandă la rece inoxidabilă, rezistentă la acizi şi refractară, într-o nouă concepţie tehnică
— Privire generală introductivă asupra benzilor şi tablelor cu suprafaţa înnobilată
— Bazele eficienţei protecţiei anticorosive a acoperirilor metalice din oţel
— Producerea, caracteristicile şi utilizarea benzilor şi tablelor înnobilate prin cufundare în topitură
— Producerea, caracteristicile şi utilizarea benzilor şi tablelor înnobilate electrolitic
— Producerea şi caracteristicile benzilor şi tablelor acoperite, din fază de vapori
— Producerea, caracteristicile şi utilizarea benzilor şi tablelor acoperite cu materiale organice
— Structura şi stabilitatea suprafeţelor modificate chimic ale oţelurilor, în vederea îmbunătăţirii durabilităţii

Grupa a III-a. **Economia de energie şi termotehnica**

— Strategia şi tehnica instalaţiilor în gospodăria energetică la Preussag Stahl AG
— Economia energetică bazată pe model matematic şi prognoza necesarului de energie în funcţie de producţie cu optimizarea costurilor, pentru o uzină siderurgică
— Experienţa în exploatare la un cuptor cu propulsie de 20 t/h, cu sistem de conducere a procesului, cu adaptare dinamică

Grupa a IV-a. **Materii prime şi metalurgie**

— Capacităţile actuale de cocsificare din lume
— Aspecte ale aprovizionării cu minereuri în anii '90
— Mărimi care influenţează circulaţia radială a gazelor în furnal şi importanţa lor pentru funcţionarea acestuia
— Prelungirea campaniilor furnalelor. Mărimi care influenţează durabilitatea creuzetului

Grupa a V-a. **Instalaţii tehnologice**

— Nivelul instalaţiilor tehnologice în evaluarea calităţii întreprinderilor în funcţie de piaţă
— Cercetarea calităţii în domeniul instalaţiilor tehnologice
— Experienţe în domeniul inspectării mijloacelor de verificare
— Supravegherea stării instalaţiilor, o contribuţie la asigurarea calităţii. Aplicaţie la o instalaţie de turnare continuă pentru brame
— Instalaţiile tehnologice şi calitatea — profilul cerinţelor şi perspective

Evenimente internaţionale

Cel de-al 14-lea Congres internaţional al turnării sub presiune, Birmingham, Marea Britanie, 4—5 mai, 1993

METPACK '93: Primul salon internaţional al ambalajelor metalice, Essen, Germania, 11—15 mai, 1993

Conferinţă asupra „Calităţii totale în industria siderurgică", Londra, Marea Britanie, 12—14 mai, 1993

Cel de-al VI-lea simpozion internaţional asupra „Controlului nedistructiv al materialelor", Oahu, Hawai, 7—11 iunie, 1993

EUROMAT '93: Cea de-a III-a conferinţă europeană asupra „Materialelor şi procedeelor avansate", Paris, 8—10 iunie 1993

Cel de-al V-lea Colocviu internaţional asupra „Sudării şi topirii cu fascicul de electroni şi cu laser", La Baule, Franţa, 14—18 iunie 1993

Primul congres european asupra elaborării oţelului în convertizorul cu oxigen, Germania, 21—23 iunie, 1993

Evenimente naţionale

În perioada 12—14 ianuarie 1993 a avut loc la Bucureşti **„SIMPOZIONUL NAŢIONAL DE METALURGIE"** *avînd ca temă „Probleme ştiinţifice şi tehnice actuale ale metalurgiei în România".*

Organizatorii acestui simpozion au fost:

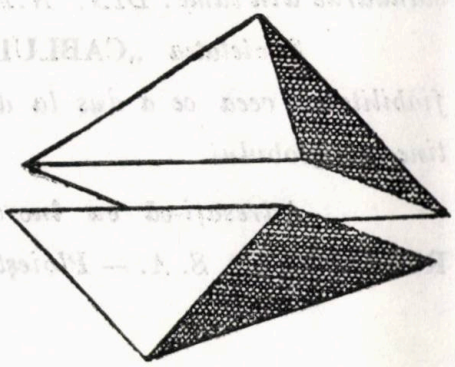
- Societatea Română de Metalurgie — S.R.M. Bucureşti
- Uniunea Producătorilor de Oţel din România — UNIROMSIDER
- Institutul de Cercetări Metalurgice — ICEM Bucureşti
- Facultatea de Ştiinţe şi Ingineria Materialelor — FSIM IP Bucureşti
- Institutul de Proiectări Metalurgice — IPROMET Bucureşti
- Institutul de Proiectări pentru Laminoare — IPROLAM Bucureşti
- Institutul de Cercetare şi Proiectare pentru Produse Plate şi Acoperiri Metalice — I.C.P.P.A.M. Galaţi

Simpozionul a cuprins o serie de comunicări în plen pe teme de interes general şi prezentare de postere, grupate în cadrul celor două secţiuni principale ale simpozionului:

- Retehnologizarea şi restructurarea întreprinderilor metalurgice
- Tehnologii şi materiale noi în următoarele domenii:
  - Materiale ceramice şi refractare
  - Cocs şi produse carbografitice
  - Elaborarea fontei şi oţelului
  - Deformarea plastică şi tratamentele termice ale materialelor metalice
  - Aliaje speciale şi produse din pulberi sinterizate
  - Analize şi încercări ale materialelor metalice

REAL S.A. Pleașa — Ploiești
Tel: 097/124160
Telex: 19292
Fax: 097/145965

PRODUSE REFRACTARE TEHNOLOGII DE VÎRF



Program de fabricație

Betoane refractare dense
Betoane termoizolatoare
Prefabricate din beton refractar dens
Prefabricate din beton termoizolator
Mase plastice
Mase de ștampare
Monolitice pentru cuptoare cu inducție
Mortare refractare
Cărămizi refractare silico-aluminoase
Refractare pentru închizătorul cu sertar
Arzător ceramic pentru caupere
Creuzete cu grafit pentru metalurgia neferoasă
Lance de insuflare
Manșoane silicioase
Produse zirconice pentru turnarea continuă
Refractare carborundice
Produse refractare corindonice fasonate prin turnare-vibrare
Ciment refractar superaluminos
Semifabricate sintetice

Societatea Comercială **„CABLUL ROMÂNESC“** *S. A. — Ploieşti este unitatea „numărul unu“ din România în fabricarea cablurilor din oţel pentru tracţiune, a funiilor din aluminiu şi a conductorilor neizolaţi din oţel-aluminiu pentru transportul energiei electrice.*

Înfiinţată în anul 1925, prin dezvoltări şi modernizări succesive, unitatea poate executa astăzi orice tip de cablu, după cele mai actuale standarde din lume: DIN; N.F.; B.S.; A.P.I.; J.S.; GOST; STAS; ISO.

Societatea **„CABLUL ROMÂNESC“** *asigură o înaltă calitate şi fiabilitate, ceea ce a dus la dezvoltarea exportului în ţări din toate continentele globului.*

Adresaţi-vă cu încredere Societăţii Comerciale **„CABLUL ROMÂNESC“** *S. A. — Ploieşti!*

“CABLUL ROMÂNESC“ *Trade Company, located in Ploieşti (a joint-stok company), is the number one manufacturer in Romania of steel cables for hauling, aluminium ropes and non-insulated steel-aluminium mains for electric energy transport.*

Founded in 1925 and subjected to a series of modernizations and developments, this company is able to manufacture any kind of cables, in accordance with advanced international standards: DIN; N.F.; B.S.; A.P.I.; J.S.; GOST; STAS; ISO.

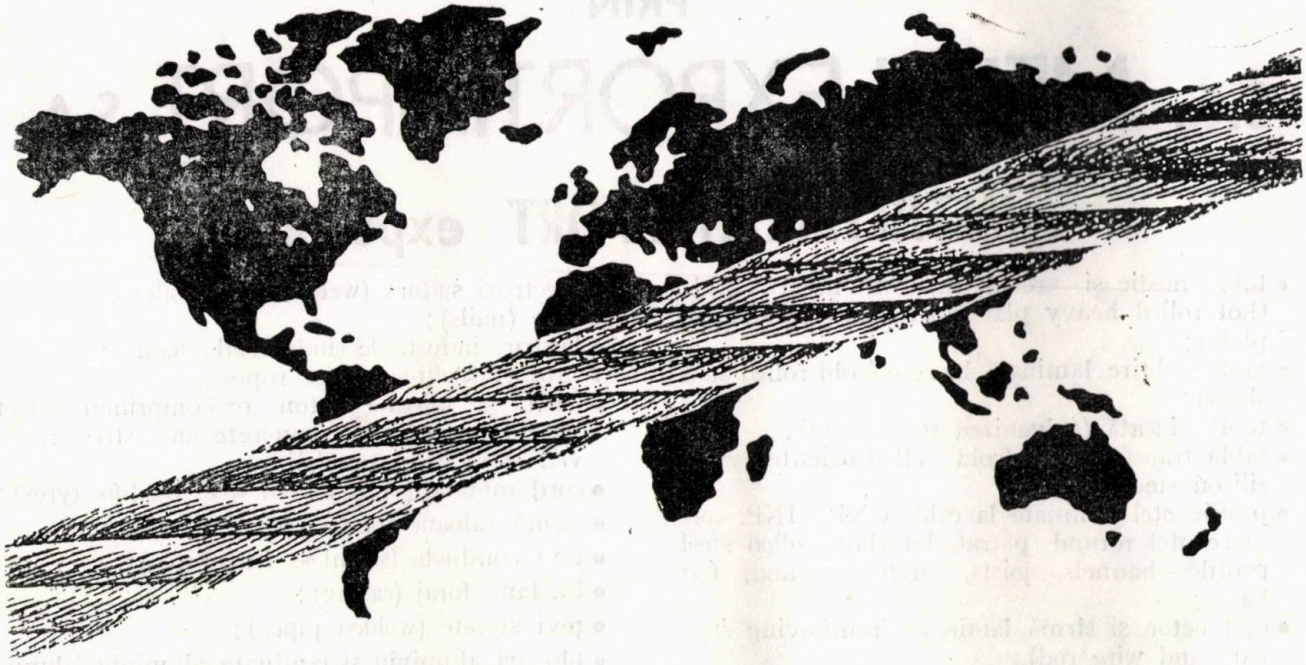
“CABLUL ROMÂNESC“ *Company guarantees high quality and reliability, that leads to the development of exports to countries on all continents.*

Appeal with full trust to **“CABLUL ROMÂNESC“** *Co., Ploieşti.*

PLOIEŞTI – ROMÂNIA
B-dul REPUBLICII NR. 93. COD 2000
☎ 097/13 22 00. TELEX 19 27 7. FAX 097/13 46 32

SOCIETATEA COMERCIALĂ

„CABLUL ROMÂNESC“ S.A.



PLOIEŞTI–ROMANIA

Bd-ul Republicii nr. 93, cod 3000. Tel. 097/13.22.00. Telex 19273. Fax 097/13.46.32

ROMANIA, BUCUREŞTI,
Str. Mendeleev, nr. 21—25,
Telefon: 659.21.60; 659.40.90;
659.63.90; 312.04.47; 659.38.50
Telex: 11515, Fax: 312.04.46

CEA MAI MARE FIRMĂ ROMANEASCĂ DE COMERŢ EXTERIOR ÎN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

CALITATE, GARANŢIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

METALEXPORTIMPORT exportă:

- tablă medie şi groasă, inclusiv tablă navală (hot rolled heavy plate, including shipbuilding plate);
- tablă subţire laminată la rece (cold rolled steel sheet);
- tablă zincată (galvanized steel sheet);
- tablă transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile oţel laminate la cald UNP, INP, corniere oţel rotund, pătrat, lat (hot rolled steel profiles-channels, joists, angles, round, flat bars);
- oţel beton şi sîrmă laminată (reinforcing steel bars and wire rod);
- sîrmă trasă din oţel (drawn steel wire);
- electrozi sudură (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanţuri industriale (industrial chains);
- cabluri tracţiune (wire ropes);
- sîrmă şi toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sîrmă taloane (bronze plated steel wire);
- ţevi conducte (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- ţevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu şi laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products);

METALEXPORTIMPORT importă:

- cocs (coke);
- cărbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- minereu de mangan (manganese ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

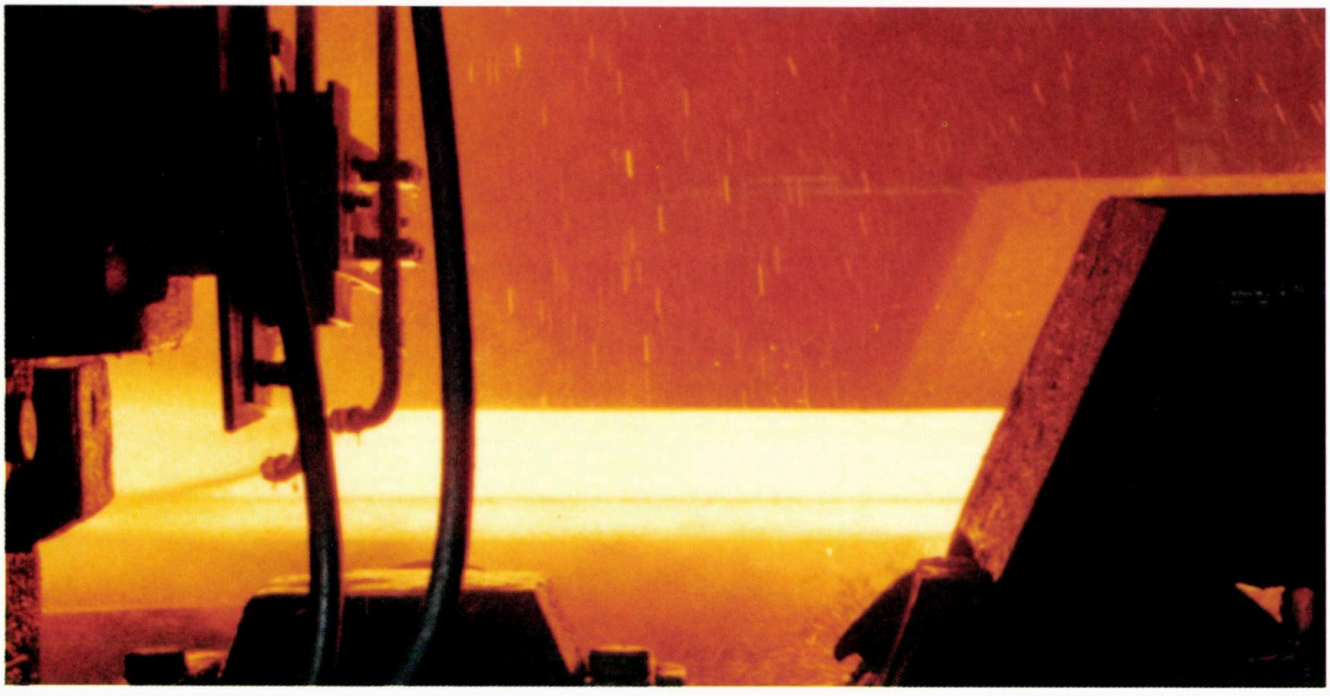
METALEXPORTIMPORT S.A.

este oricînd la dispoziţia firmelor interesate pentru orice alte operaţii de export-import.

Pentru orice detalii, rugăm contactaţi-ne la adresa:

Bucureşti, Str. Mendeleev 21—25, Telex 11511 metal r

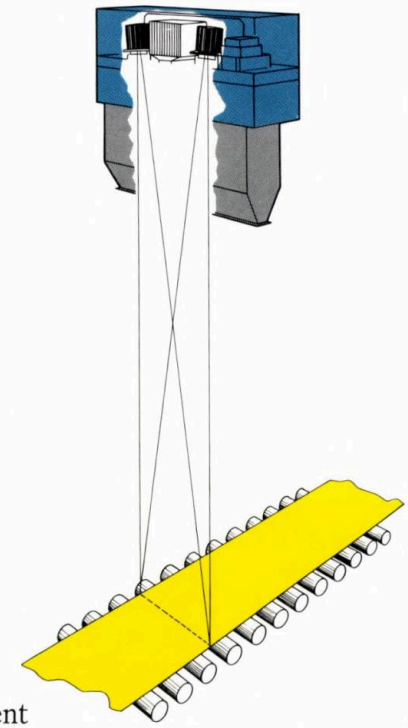
Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.



Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

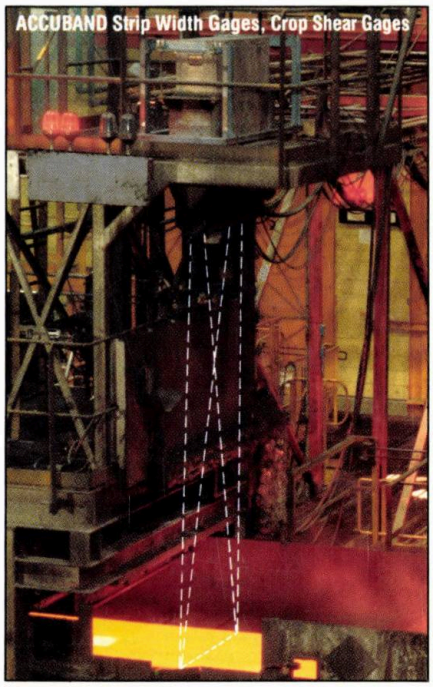
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

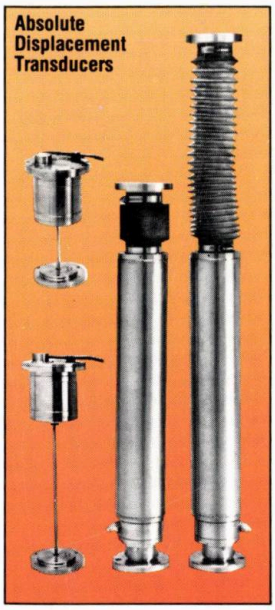
WINNER 1992 INNOVATION

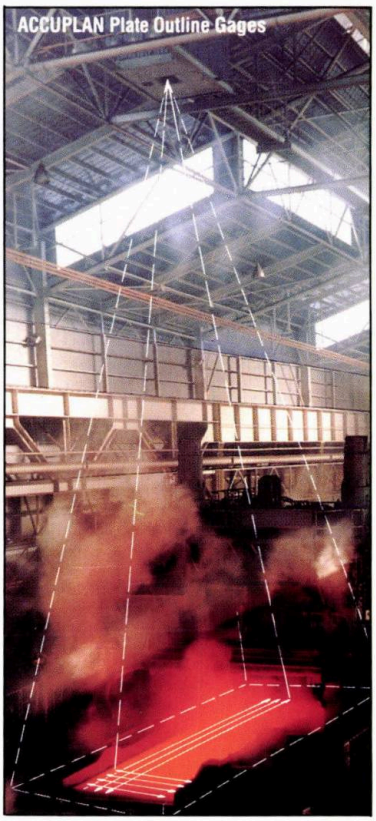
KELK

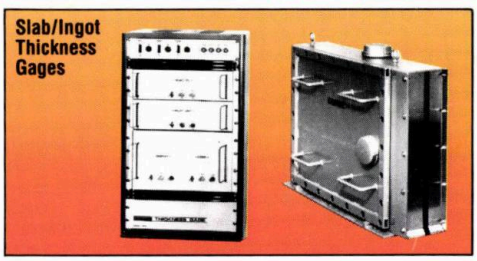
Sensors for Rolling Mills

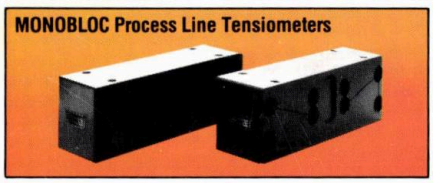
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

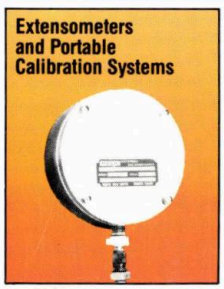


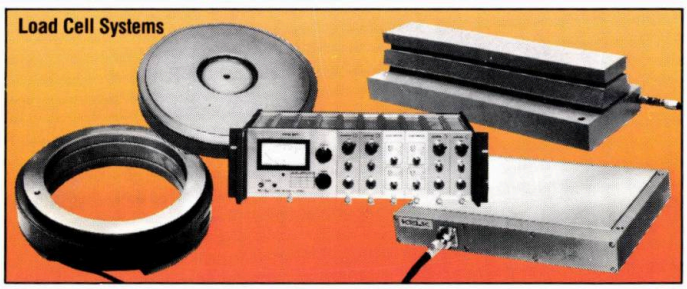












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK
Sensors for Rolling Mills

E 3280 Ref

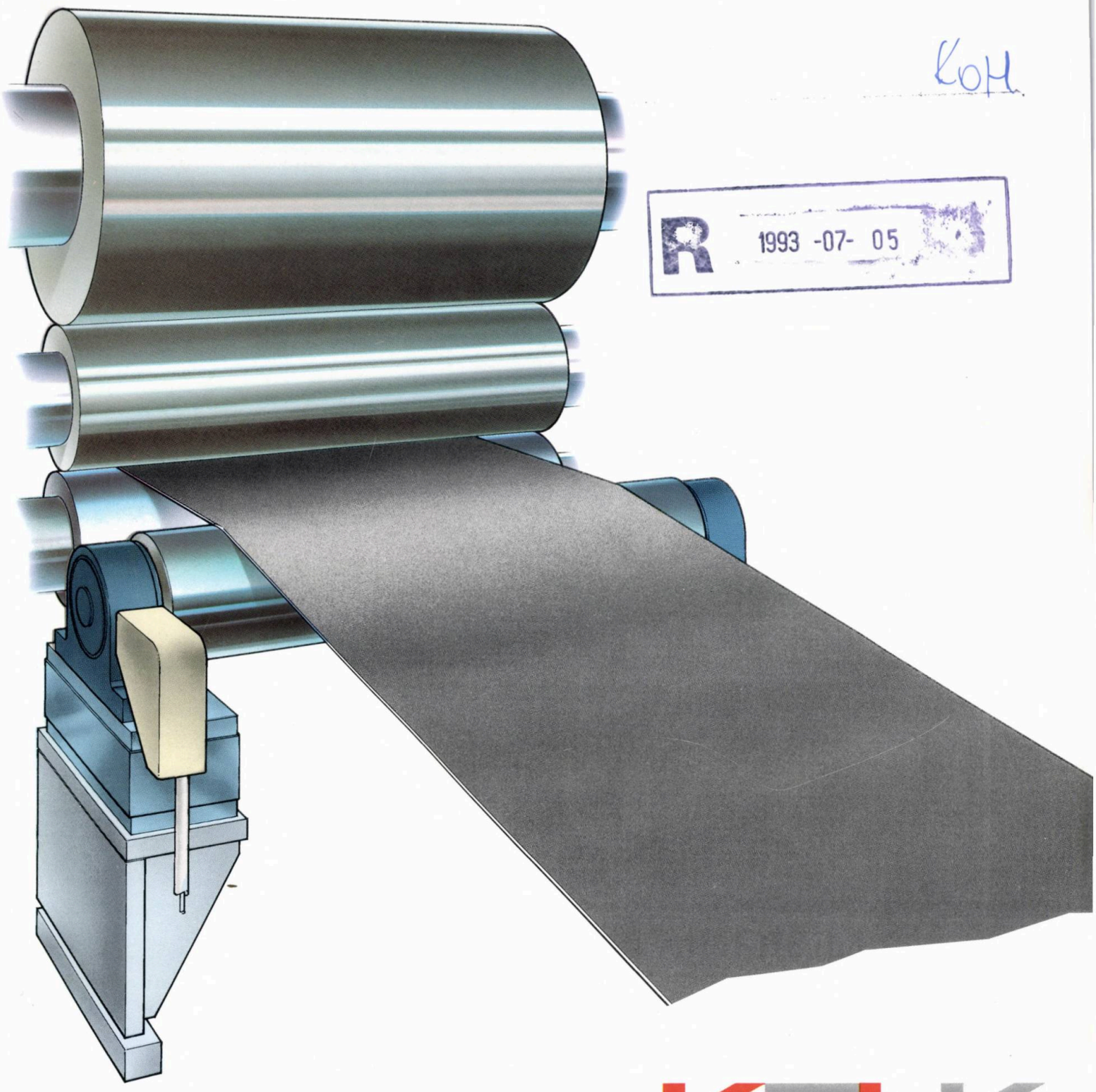
METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

3/93

KOH

R 1993 -07- 05



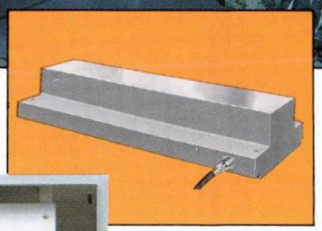
KELK

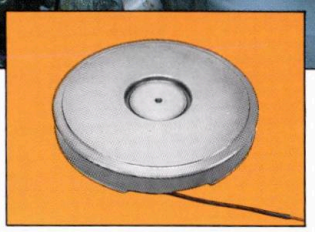
Sensors for Rolling Mills

Introducing ROLLMAX...

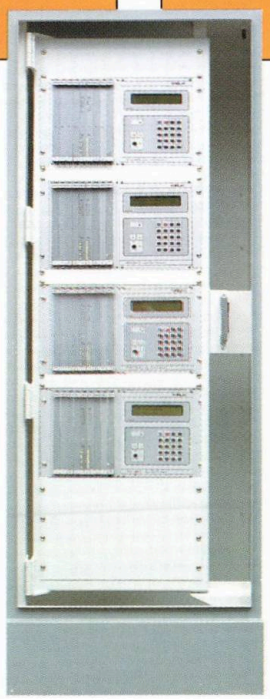
Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!





With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.



NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

REAL

Program de fabricație

Betoane refractare dense

Betoane termoizolatoare

Prefabricate din beton refractar dens

Prefabricate din beton termoizolator

Mase plastice

Mase de ștampare

Monolitice pentru cuptoare cu inducție

Mortare refractare

Cărămizi refractare silico-aluminoase

Refractare pentru închizătorul cu sertar

Arzător ceramic pentru caupere

Creuzete cu grafit pentru metalurgia neferoasă

Lance de insuflare

Manșoane silicioase

Produse zirconice pentru turnarea continuă

Refractare carborundice

Produse refractare corindonice fasonate prin turnare-vibrare

Ciment refractar superaluminos

Semifabricate sintetice

Manufacturing programme

Dense Refractory Castables

Heat Insulating Castables

Prefabricated Parts Made of Dense Refractory Castables

Prefabricated Parts Made of Heat Insulating Castables

Plastic Refractories

Ramming Mixes

Monolithic Refractories for Induction Furnaces

Refractory Mortars

Silica-Alumina Refractory Bricks

Refractories for the Slide Gate Plate

Ceramic Burner for Air Heaters

Graphite Crucibles for Non-Ferrous Metallurgy

Blast Lance

Siliceous Sleeves

Zirconium Silicate Products for Continuous Casting

Silicon Carbide Refractories

Corundum Refractory

Products Shaped by Casting-Vibration

High Alumina Refractory Cement

Sinthetic Semi-products

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

REAL S. A. Pleașa, 1 Industry Street Pleașa—Ploiești, ROMANIA
Phone: 097/124160, Telex: 19292, Fax: 097/145965

COMPETITIVENESS
QUALITY
GUARANTEE

METANEF

BUCHAREST — ROMANIA, 21 — 25, D.I. MENDELEEV ST.
PHONE: 650.20.42 ■ TELEX: 11.669

EXPORTS: • the whole range of aluminium products, plate, concrete steel, profiles and pipes

IMPORTS: • highly processed metallurgy products • raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore); • equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy; • licences, feasibility studies

The objective of our compâny is to remain

YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER

in the foreign trade of the Romanian metallurgy

METALURGIA

3 MARTIE 1993

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

Sumar

Chițu, Gh. : **Industria metalurgică — o condiție sine qua non pentru restructurarea economiei României** 5

Bălescu, C., Vîrcolacu, I., Mirea, V., Alexandru, C., Bălescu, V. : **Analiza stării de tensiune-deformare la presarea mediilor disperse polifazice** 11

Semenescu, A., Gurgu, O., Munteanu, M., Pivniceru, R., Nicolae, A. : **Cercetări privind creșterea eficienței energetice a sistemelor de ardere ale cuptoarelor metalurgice prin utilizarea arzătoarelor regenerative** 15

Benea Enache Lidia, Ovesea, I., Enache, D. : **Cercetări privind electrodepunerea cromului pe benzi din oțel laminat la rece** 19

Bulancea, V., Alexandru, I., Bulancea, D. : **Oțelul rapid RP 10 tratat termic la temperaturi joase. Aspecte fazice, caracteristici mecanice și de exploatare** . . 26

Zamfir Simona, Vidu Ruxandra : **Influența deformării plastice la rece asupra comportării la coroziune în soluții apoase a oțelului inoxidabil** 18—8 31

Stana, V., Sumedrea, A. : **Model matematic de abordare cinetică a sinterizării cu fază lichidă** 35

Van Buuren, J. E. : **Activitatea de management în producție în contextul concurenței mondiale** (traducere) 39

Revista revistelor 10, 14, 30, 38

Colegiul de redacție

(ÎN ORDINE ALFABETICĂ)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, GHEORGHE BUJGOI, ION CHIOSE, THEODOR DARIE, TOADER DUMITRACHE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, OCTAVIAN GRĂMADĂ, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPĂDATU, ȘTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, ALEXANDRU ORZAȚĂ, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIN POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROȘCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, COSTIN SCORȚEA, HORAȚIU VODĂ

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I. VÎRCOLACU

Șef CIDMET: ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redacția și administrația: București, str. Mendeleev, nr. 21—25, sector 1, cod 70 168: telefon 659 49 90 Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 6 000 anual. Costul unui exemplar: lei 500.

Traducere: ing. Sabin Florea Stilizare: Ioana Kuglay Corectură: Rodica Roșu

contents METALURGIA 3/'93

D.C. : 330.13.669

Chifu, Gh.: **Metal processing industry – a sine qua non condition for the restructuring of the Romanian economy**

The paper shows the role played by metallurgy in the economy of a country, especially in Romania, and the world perspective for this industry.

The investigation emphasizes the way the metallurgy has been restructured in other countries and includes certain suggestions for updating and modernization of that industrial branch in this country.

The paper includes a synthesis and the advantages offered by relaunching the metallurgical industry for the Romanian economy on the whole.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 5

D.C. : 621.979

Bălescu, C., Vîrcolacu, I., Mirea, V., Alexandru, C., Bălescu, V.: **Strain-stress analysis for multiphase disperse media pressing**

The knowledge of multiphase disperse media behaviour under pressure helps in adopting optimal technologies in metal processing.

This theory can be used for pressing moulding mixtures, metal powders, refractory materials and graphite products.

Values found theoretically for media parameters agree with the experimental ones.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 11

D.C. : 669.183.212.2

Semenescu, A., Gurgu, O., Munteanu, M., Pivniceru, R., Nicolae, A.: **Investigations on enhancing energetic efficieney of furnace heating systems by using regenerator burners**

The paper summarizes the technical conditions for using metal processing furnaces, equipped with one of the efficient heating systems: the regenerator burner.

The authors come with information on the use of these systems on heating furnaces of a steel plant located in Bucharest. The result analysis is based on Sankey diagrams, plotted for various circumstances, and on the influence of surplus air on energy consumption.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 15

D.C. : 669.18

Benea Enache, Lidia, Ovesea, I., Enache, D.: **Investigation of Cr electrodeposition on cold rolled steel strip**

The paper shows the results of chromating tests on cold rolled steel strip in the ICPPAM pilot plant.

The use of electrodeposition chromated cold rolled steel strip has rapidly extended, leading to saving substantial quantities of tin. The products are used especially for canning of food.

The paper gives nomograms for correlation of operation parameters with electrochemically chromated strip quality and the influence of certain process condition on chromating.

Comparative analysis of experimental data led to the optimal electrochromating alternative with the highest corrosion resistance.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 19

D.C. : 621.785.669.14 018.252.3

Bulancea, V., Alexandru, I., Bulancea, D.: **Low temperature treated Rp 10 rapid steel. Physical aspects. mechanical and operation properties**

The investigation on a Neophot 2 electron microscope shows a structure uniformity in the low temperature treated steel. The residual austenite fraction is also much lower and the hardness is 2.4–3.6 HRC units higher. A significant service life increase is also noted.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 26

D.C. : 539.374.620; 93

Zamfir Simona, Vidu Ruxandra: **The influence of cold working on corrosion behaviour in aqueous environments of the 18–8 stainless steel**

The paper is an investigation of the influence of the cold working on corrosion behaviour in aqueous solution of the 18–8 stainless steel. For this purpose the authors made studies on transmission electron microscope (TEM), measurements of mechanical properties, investigations of corrosion behaviour by plotting polarisation curves. The cold working leads to various distributions of dislocations which influence the corrosion behaviour.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 31

D.C. : 621.762.4

Stana, V., Sumedrea A.: **Mathematical model for a kinetic approach of sintering with liquid phase**

The paper suggests a mathematical model for sintering kinetics with liquid phase. The model gives the sintering shrinkage evolution for a wide range of powder mixtures belonging to the WC–Co quasi-binary system, depending on process parameters and on the features of powder mixtures.

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 35

Van Buuren, J. E.: **Production Management on a World Competitive Basis**

Metalurgia 45 (1993), no. 3, p. 39

METALURGIA 3/'93 contents

INDUSTRIA METALURGICĂ — O CONDIȚIE SINE QUA NON PENTRU RESTRUCTURAREA ECONOMIEI ROMÂNIEI

Ing. Gh. Chițu ICEM S.A. — București

C.Z. : 330.13.669

Metalurgia este o ramură de bază a economiei și poate cea mai importantă, deoarece produsele sale sînt utilizate în toate domeniile de activitate, determinînd astfel, în mare măsură, puterea economică a unui stat modern.

Evoluția industriei metalurgice în România

Construirea industriei metalurgice a avut loc în mod eșalonat, iar structura a fost stabilită în funcție de necesarul intern, de cooperarea cu alte țări, de posibilitățile de asigurare cu materii prime, de aspectele economice și repartizarea teritorială, precum și de tendințele mondiale.

Pe parcurs, industria românească s-a diversificat, iar piața mondială a facilitat exportul de produse metalurgice, ceea ce a impus o readaptare a structurii și o creștere a nivelelor de producție.

În această direcție o contribuție deosebită a avut cercetarea metalurgică, prin elaborarea de tehnologii pentru asimilarea și perfecționarea procedurilor de lucru, fără import de know-how, după care s-au realizat sortimente de laminate, țevi și alte produse cu grad avansat de finisare, destinate fabricării unor utilaje din ramuri de vîrf ale tehnicii și unor echipamente pentru centrale nuclearo-electrice, avioane, autovehicule, electrotehnică, electronică, petrochimie etc.

Astfel, metalurgia românească are astăzi tehnologii și capacități pentru realizarea a cca 18 mil. t oțel și transformarea acestuia în laminate, țevi, piese turnate și forjate și unele produse cu grad mai avansat de prelucrare.

Prin dezafectarea cuptoarelor Martin, România va rămîne cu posibilități de realizare a 12—14 mil. t oțel prin procedee mai moderne : convertizor cu oxigen — 9—10 mil. t și cuptoare electrice — 3—4 mil. t/an.

În etapele de dezvoltare parcurse pînă în prezent, s-au construit uzine pentru realizarea unor produse superioare, cum sînt : table și țevi din oțeluri inoxidabile laminate la cald și la rece ; table silicioase (electrotehnice), inclusiv cu grăunți orientați, pentru motoare electrice și transformatoare ; bare trase din oțel înalt aliat ; cabluri de tracțiune, electrozi de sudură etc.

O parte din oțeluri sînt prelucrate în instalații de „metalurgie în oală" : cu recirculare continuă sau alternativă în vid ; prin decarburare cu oxigen și aport de căldură sub vacuum, retopire electrică sub zgură ș.a.

Construirea industriei metalurgice a avut un rol important în România, prin aportul acesteia la dezvoltarea celorlalte ramuri ale economiei crescînd ponderea asigurării necesarului de metal din producția internă, de la 80% în 1960, la 92—94% în perioada 1985—1989, și prin influența pe care o are asupra unor indicatori macroeconomici (produsul intern brut, venitul național, producția industrială ș.a.).

Faptul că se importă materii prime pentru metalurgie nu trebuie să fie un impediment în funcționarea corespunzătoare a acestei industrii, întrucît și alte țări (Austria, Belgia, R. Cehă și Slovacă, Finlanda, Franța, Germania, Italia, Japonia ș.a.) fără resurse suficiente și-au dezvoltat o industrie metalurgică proprie pentru a moderniza și susține celelalte ramuri ale economiei.

Restructurarea metalurgiei în alte state

Dacă metalurgia nu era o industrie rentabilă și necesară (deși este poluantă), statele avansate economic ar fi adoptat soluția importului de produse siderurgice, însă guvernele țărilor respective au conceput programe concrete și au început, în urmă cu 10—15 ani, să modernizeze metalurgia prin alocarea de subvenții (ajutoare nerambursabile), pe o perioadă îndelungată și prin înlesniri sub diverse forme, cum sînt :

— finanțarea proiectelor importante de cercetare-dezvoltare ;

— subvenţii fără compensaţii pentru retehnologizare;

— diminuarea ratelor de impozitare;

— suportarea unor diferenţe de preţuri la materii prime, resurse energetice şi cheltuieli de transport;

— acoperirea unor pierderi financiare;

— asistenţa financiară pentru programele de restructurare;

— garanţii pentru creditele solicitate şi obţinute de companii, holdinguri, societăţi comerciale din metalurgie.

Astfel, în perioada 1977—1986, ţările CEE au acordat 9 mld. $ pentru finanţarea unor programe de cercetare în domeniul metalurgiei.

În timp ce în România personalul din activitatea de cercetare-dezvoltare tehnologică a fost redus cu cca 30% în ultimii 2 ani, în unele ţări dezvoltate (Japonia, Franţa, Italia, Belgia, Finlanda) s-a înregistrat o creştere cuprinsă între 3 si 10 %.

Această situaţie în care a ajuns cercetarea din România este o altă mare greşeală a guvernelor care s-au perindat după evenimentele din decembrie 1989; în lucrarea prezentată la Conferinţa Naţională a Asociaţiei Generale a Economiştilor din luna octombrie 1992, academicianul N. N. Constantinescu arăta: „Cercetarea ştiinţifică, vitală pentru construcţii şi industrie, a fost adusă în stare muribundă tocmai în momentul în care industria şi construcţiile aveau cea mai mare nevoie de ea".

Anglia a acordat pentru programul de restructurare a industriei metalurgice, în perioada 1975—1986, subvenţii (fără compensare) în valoare de cca 14 mld. $.

În anul 1976 s-a înfiinţat concernul de stat „British Steel", care a organizat şi coordonat tot programul de modernizare a industriei metalurgice din Anglia. Ca urmare a sprijinului statului, în perioada 1985—1987, metalurgia britanică a început să lucreze cu profit, iar în anul 1988 s-a început procesul de reprivatizare a siderurgiei.

Belgia, Franţa, Italia, în perioada 1976—1982, au subvenţionat industria mtalurgică prin diverse mijloace, cu suma de cca 20 mld. $.

În Franţa, în 1978 s-a înfiinţat holdingul „Usinor-Sacilor", care are capital de stat integral şi coordonează cca 90% din activitatea siderurgiei franceze.

În Italia, metalurgia este preponderent cu capital de stat, iar holdingul „ILVA" coordonează peste 70% din activitatea acestei ramuri.

Guvernul R.F. Germania a sprijinit metalurgia în multe direcţii, iar în perioada 1980—1986 a acoperit diferenţele de preţuri la huila cocsificabilă, în valoare de cca 18 mld. $.

S.U.A. a acordat subvenţii metalurgiei în perioada 1982—1986 de cca 12 mld. $.

Japonia a investit în a doua parte a decadei '80 între 3,5 şi 4 mld. $ /an pentru modernizarea siderurgiei, iar în anul 1990 peste 6 miliarde $.

Alte ţări din CEE au cheltuit importante fonduri pentru construirea de noi capacităţi de producţie moderne şi restructurarea metalurgiei, după cum urmează: 2,5 mld. $ în anul 1984; peste 3,6 mld. $ în 1986 — 1987; aproape 3,5 mld. $ în 1988, iar în perioada 1989—1990 s-au cheltuit 3,5—4,5 mld. $ anual.

În statele latino-americane: Argentina, Brazilia, Mexic, Venezuela s-au cheltuit pentru dezvoltarea metalurgiei cîte 1 mld. dolari anual.

Concluzia care se poate desprinde din aceste exemple este că metalurgia este o industrie necesară în majoritatea ţărilor în care se doreşte ca populaţia să-şi ridice necontenit nivelul de trai.

Perspectivele metalurgiei în România

În contrast cu acţiunile la nivel mondial, în România investiţiile alocate metalurgiei după anul 1980 au scăzut (spre exemplu, în anul 1985 cu 38%). Desigur, o astfel de măsură a fost o greşeală a guvernului respectiv, care avea obligaţia, ca şi în alte ţări, să se ocupe de modernizarea şi retehnologizarea industriei metalurgice, care este ramura de bază a economiei, iar statul este proprietarul întregului capital al ramurii. Această situaţie trebuie redresată în scurt timp, pentru ca România să poată deveni o ţară cu o economie prosperă şi un nivel de trai corespunzător.

Metalurgia românească a fost construită cu tehnica şi tehnologiile cunoscute la nivelul anilor 1965—1980.

Cu unele cheltuieli, care pentru retehnologizare reprezintă cca 15% din valoarea fondurilor fixe, metalurgia poate să reziste în mare măsură concurenţei mondiale. Fondurile fixe ale industriei metalurgice, la preţurile anului 1989, reprezintă cca 10 mld. $.

Nesusţinerea de către stat a metalurgiei pentru restructurare şi creşterea nivelului producţiei va aduce consumatorii interni în situaţia de a procura metalul din import, ceea ce ar reprezenta o slăbire a economiei României şi un deficit valutar de 500—800 mil. $ anual. Această situaţie trebuie evitată cu sprijinul Guvernului. Relativ la programele guvernelor României după anul 1989 şi preocuparea acestora pentru industria grea, la Conferinţa AGER din

luna oct. 1992, în lucrarea academicianului N.N. Constantinescu se spune : „Şi, în fine, problema fundamentală : teza amintită nu spune nimic despre industria grea : *siderurgie*, construcţia de maşini, chimie etc. *De ce au fost uitate?*"

În acest context se propune ca metalurgia să se reorganizeze pe trei căi :

— Menţinerea formei actuale de proprietate (apartenenţa statală), dar cu multă autonomie.

— Companii pe acţiuni în proporţie de 50% deţinute de stat şi 50% de salariaţii unităţilor respective şi de alţi cetăţeni români.

— Societăţi mixte cu capital de stat, al salariaţilor şi al unor firme străine, participarea fiecăruia fiind de cca 1/3.

Părerea exprimată uneori că România nu avea nevoie de metalurgie trebuie reconsiderată, deoarece aceasta, pe lîngă faptul că a asigurat metalul necesar celorlalte ramuri economice, a avut un mare aport la susţinerea balanţei de plăţi externe.

Prin funcţionarea metalurgiei la un nivel de producţie de 10—12 mil. t oţel/an, în corelaţie cu cererea pe piaţa internă, care reprezintă 5—6 mil. tone/an pentru următorii 3—5 ani, şi posibilităţile de desfacere la export (cca 2 mil. t/an), se va asigura o reducere a numărului de şomeri şi o creştere a venitului naţional.

Academicianul N. N. Constantinescu spunea la Conferinţa AGER : „Relansarea construcţiilor de maşini, a industriei chimice, ca şi a construcţiilor constituie cheia susţinerii unei siderurgii moderne".

În ceea ce priveşte exportul, se poate arăta că, în perioada 1983—1989, adică în 7 ani consecutivi, metalurgia românească a livrat în alte ţări între 2,3—3,8 mil. t produse siderurgice finite, din care peste 60% pe relaţia devize convertibile (pe $, cu plata imediată sau în cîteva luni). Spre exemplu, în anul 1988 s-au exportat 3,8 mil. t metal finit, din care 2,5 mil. t (67,2%) pe dolari ; 0,9 mil. t pe CR (CTS) (23%) şi 0,4 mil. t în cadrul schimburilor cu ţările CAER.

În anul 1989, din exportul de 3,2 mil. t laminate, ţevi şi alte produse cu prelucrare avansată, 2 mil. t s-au livrat pe dolari (61,5%), 0,9 mil. t pe CR (clearing) (29,6%), iar 0,3 mil. t (8,9%) pe schimburi (CAER). În anul 1990 s-au exportat 1,9 mil. t produse siderurgice, din care 1,6 mil. t pe $ (84,8%) şi 0,3 mil. t pe relaţia CR (15,8%).

Din anul 1991 toată cantitatea s-a exportat numai pe dolari.

Afirmaţia vehiculată că a dispărut piaţa de desfacere prin dezmembrarea „Sistemului CAER" este numai parţial credibilă deoarece în ţările din estul Europei se exportă cca 1/3 din metal. Restul de cca 2 mil. t produse metalurgice pot fi exportate anual, ca şi în trecut în alte ţări, în ideea că în statele est-europene nu se mai livrează metal din România.

Metalimportexport, care are mare experienţă în această direcţie, poate vinde 3 mil. t metal anual ; nemulţumitor este nivelul scăzut al producţiei, adică lipsa fondului de marfă, deoarece pieţe de desfacere există (inclusiv în CEE, S.U.A., Japonia, alte ţări vest-europene etc.).

Metalurgia are capacităţi de producţie şi poate realiza o gamă largă de sortimente care s-au exportat şi în trecut.

Mai avantajos pentru România este ca o parte a produselor metalurgiei să fie înglobate în maşini şi utilaje, care să fie livrate la export şi, în acest fel, materiile prime importate pentru metalurgie se valorifică de 4—5 ori mai bine.

Din cele analizate pînă în prezent, rezultă că metalurgia este o industrie necesară şi trebuie revigorată, aşa cum se procedează şi la nivel mondial.

Prognoza industriei metalurgice la nivel mondial

Deşi metalurgia, în secolul nostru, şi-a sporit producţia de 30 de ori, Institutul Internaţional al Oţelului (IISI) prognozează că aceasta va continua să se dezvolte, deoarece oţelul este un produs cu utilizări multiple şi va fi greu de înlocuit.

Producţia mondială de oţel în anul 2000 va ajunge la 790—800 mil. t comparativ cu 775 mil. t în anul 1990 ; producţia statelor est-europene va înregistra un recul de cca 50 mil. t (de la 187 la 135 mil. t).

Ţările în curs de dezvoltare vor creşte producţia de oţel cu aproape 40%, de la 134 mil. t în anul 1990, la 187—190 mil. t la sfîrşitul secolului.

China va spori producţia de oţel cu 17%.

CEE va înregistra o creştere uşoară a producţiei de oţel.

S.U.A. vor menţine producţia de oţel la un nivel relativ constant.

Japonia, după cum a prognozat IISI, în anul 2000 îşi va reduce puţin consumul aparent de oţel.

Ţările dezvoltate au programe speciale de modernizare a industriei metalurgice, cu obiective importante de restructurare, cum sînt :

— Construirea de unităţi moderne, cu producţie ridicată.

— Orientarea producţiei metalurgice spre sortimente destinate ramurilor de vîrf.

— Intensificarea proceselor tehnologice.

— Mărirea gradului de utilizare a capacităţilor de producţie.

Din cele prezentate rezultă că, în multe state, guvernele se preocupă de modernizarea și dezvoltarea metalurgei, cunoscîndu-se faptul că omenirea nu poate trăi satisfăcător fără oțel.

Programul de restructurare a metalurgiei în România

În România, pînă în prezent, s-a acționat în mică măsură pentru restructurarea, modernizarea și buna funcționare a metalurgiei, întrucît sînt insuficient cunoscute avantajele acestei industrii și influențele pe care le are asupra indicatorilor macroeconomici ai țării.

Programul de modernizare a metalurgiei întocmit anterior trebuie reactualizat și, cu sprijinul guvernului, să se treacă la realizarea acestuia.

În sinteză, în programul de restructurare a metalurgiei pentru următorii trei ani sînt prevăzute fonduri de cca 120 mld. lei, din care 85 mld. lei sînt necesare pentru aplicarea unor măsuri de retehnologizare (la prețurile existente la 1.I.1992). Pentru importuri destinate modernizării sînt necesare fonduri de 325 mil. $, din care 282 mil. $ pentru retehnologizare.

Din sursele de finanțare cunoscute pînă în prezent, rezultă că statul, care este proprietarul metalurgiei, și-a propus să participe la acțiunea de modernizare a acestei ramuri cu cca 12% din fondurile necesare, de 120 mld. lei, ceea ce reprezintă o sumă insignifiantă și este în totală contradicție cu ceea ce se întîmplă în țările industrializate sau în curs de dezvoltare.

Avantajele modernizării industriei metalurgice din România

Prin relansarea activității metalurgice se vor obține foarte multe avantaje, întrucît această industrie este rentabilă, iar pentru economie este indispensabilă, după cum rezultă și din argumentele următoare:

— Ciclul de fabricație este redus și, într-un timp reativ scurt (cca 30 zile) de la importul de materii prime, energie, feroaliaje, cărămizi ș.a., o parte din valuta cheltuită poate fi recuperată și reintrodusă în sfera comercială. În cazul în care se exportă tot metalul produs, valuta se recuperează integral (de cca 2 ori mai mult).

— România are o puternică industrie constructoare de mașini, care poate prelucra 8—10 mil. t produse siderurgice pe an în mașini, utilaje, instalații, din care o parte vor fi livrate la export. În acest fel materiile prime și resursele energetice se valorifică de cel puțin patru ori mai bine.

— Se va relansa activitatea și în celelalte sectoare economice și, ca urmare, se va reduce numărul șomerilor.

Producerea, prelucrarea și utilizarea unor produse care îngobează metal antrenează o forță de muncă de aproape 5 mil. salariați.

— Metalurgia recuperează anual resurse energetice echivalente cu cca 200 mil. Nm^3 gaz metan și asigură încălzirea unor orașe sau cartiere întregi din Galați, Hunedoara, Reșița, Călan, Beclean ș.a.

— Prin exportul de metal se încasează valuta imediat și se poate asigura continuitatea ciclului de producție.

Spre exemplu, în anul 1989 (an cu o activitate acceptabilă), industria metalurgică a încasat prin export de produse finite pe relația DC suma de 780 mil. $, care au primit următoarea destinație:

— 230 mil. $ au fost utilizați de guvern pentru achitarea unei părți din datoria externă a României;

— 350 mil. $ au costat materiile prime și alte materiale, piese de schimb etc. utilizate în industria metalurgică;

— 200 mil. $ au fost utilizați pentru importul de produse siderurgice finite (cca 6% din consum, restul de 94% s-a asigurat din producția internă), feroaliaje, refractare, electrozi și alte materiale prevăzute în balanțele de coordonare ale M.I.M., dar utilizate de celelalte ministere: M.I.C.M., M.I.Ch., M.A.I.A., M.I.U. etc.

Industria metalurgică este rentabilă dacă funcționează continuu și aproape de capacitatea proiectată (minimum 80% din prevederile STE). Produsele sale sînt necesare economiei românești, precum și pentru menținerea unor piețe externe în care s-au livrat cantități mari de metal.

Propuneri de măsuri

Pentru redresarea funcționării industriei metalurgice se propun următoarele măsuri:

1. Asigurarea de materii prime și de resurse energetice etc., în valoare de cca 120 mil. $/lună, pentru realizarea unei producții de oțel de 0,8—1 mil. t lunar. Din această cantitate se pot exporta 200—250 mii t produse siderurgice finite (25—30% din producție, așa cum este exportul mediu la nivel mondial și cum a realizat România în perioada 1983—1989), iar la intern să se utilizeze lunar cca 500 mii t metal.

Din exportul de produse metalurgice se pot încasa 60—100 mil. $/lună.

După 3—4 luni se pot exporta mașini, utilaje, instalații, la care s-a utilizat metal produs de metalurgie în primele luni de funcționare corespunzătoare.

Dacă în 6 luni România va avea un dezechilibru de 250—300 mil. $, produs prin reținerea în țară a cca 2/3 din metalul realizat de siderurgie, în continuare, prin export de mașini,

utilaje şi alte produse care înglobează oţel prelucrat, se pot realiza încasări de cca 120 mil. $ lunar.

Astfel, după un an de funcţionare a metalurgiei la un nivel de 10—12 mil. t oţel, se va acoperi integral importul de materii prime şi resurse energetice. În continuare se va obţine un aport valutar de cca 100 mil. $ lunar pe economie, realizat prin buna funcţionare a industriei metalurgice şi prelucrarea metalului în sectoarele consumatoare.

2. Contractarea unor credite externe în valoare de cca 10 mil. $ pe lună, pentru începerea acţiunii de restructurare a metalurgiei, începînd cu 1.I.1993 (data de la care se poate beneficia de banii respectivi).

În acest fel, în următorii 3 ani se vor putea asigura metalurgiei 350—400 mil. $ pentru realizarea importurilor necesare programului de modernizare. Aceste credite vor fi garantate de guvern şi rambursarea va începe din anul 2000, cel mai devreme. Se recomandă a fi achitate de stat, care este actualul proprietar al industriei metalurgice (în final se pot rambursa din aportul valutar realizat la punctul 1).

3. Prevederea în bugetul statului a 20—30 mld. lei anual pentru modernizarea metalurgiei, asigurînd o eşalonare lunară proporţională. Se recomandă ca sumele respective să fie nerambursabile, aşa cum s-a procedat în alte state.

4. Acordarea unor facilităţi industriei metalurgice la contractarea unor credite interne, astfel încît dobînda plătită băncilor pentru fondurile destinate modernizării agregatelor şi retehnologizării să nu depăşească 10% anual.

Rambursarea creditului să înceapă la 3(5) ani după realizarea obiectivului pentru care s-au utilizat banii.

5. Diminuarea de către guvern, începînd cu 1. I. 1993, a cotelor de impozitare a societăţilor comerciale, la nivel de cel mult 50% din cele practicate în etapa actuală.

La început vor beneficia de impozite mai reduse unităţile metalurgiei care au demarat acţiunea de modernizare, iar din anul 1994 şi cele care urmează a se retehnologiza în perioada 1996—2000.

6. Contactarea BIRD pentru acordarea unor fonduri (împrumuturi) necesare realizării unor obiective în industria metalurgică. Exemple: instalaţii pentru tablă cositorită, laminor de tablă şi bandă laminată la rece, miniuzină cu oţelărie şi laminor de benzi la cald pentru oţeluri silicioase, inoxidabile; modernizarea unor fluxuri de producţie pentru prăjini de foraj, ţevi de extracţie, burlane tubaj, ţevi cazane cl. a III-a, ţevi trase la rece ş.a.

Creditele respective să fie acordate începînd cu anul 1995 pînă în anul 2000; se estimează a fi necesari cca 200 mil. $/an.

7. Reactualizarea programelor de restructurare pe perioada 1993—1995 şi începerea realizării acestora, conform propunerilor de la punctele 2—5.

8. Definitivarea în cursul anului 1993 a programului de modernizare, restructurare, retehnologizare pentru perioada 1966—2000 şi aprobarea de către guvern în trim. I 1994, pentru a se începe pregătirile în vederea contractării fondurilor necesare de la băncile externe, comandarea utilajelor etc.

9. Efectuarea unor cercetări şi studii de prognoză privind dezvoltarea industriei metalurgice în România, pe o perioadă de minimum 10 ani, pentru a se acţiona mai eficient în vederea restructurării ramurii de bază a economiei naţionale.

10. Întocmirea unor studii de marketing pentru principalele produse siderurgice, în vederea creşterii producţiei şi adaptării acesteia la cerinţele pieţelor interne şi externe.

11. Organizarea unor cursuri de pregătire a cadrelor de conducere din societăţile comerciale ale industriei metalurgice, pe probleme de management şi marketing, precum şi în direcţia restructurării, modernizării şi retehnologizării acestei ramuri.

12. Susţinerea activităţii de cercetare-dezvoltare metalurgică, prin alocarea fondurilor necesare la nivel de 2—3% din PIB, adică cca 3 mld. lei (la preţurile valabile la 1. I. 1992).

Fondurile sînt necesare pentru efectuarea de cercetări, redotare, plata salariilor etc.

Programul de cercetare al industriei metalurgice va fi subvenţionat de stat.

Concluzii

În această etapă de tranziţie spre o economie de piaţă, metalurgia trebuie să fie subvenţionată de guvern, pentru restructurarea şi funcţionarea corespunzătoare, în vederea asigurării rentabilităţii şi evitarea unui declin accentuat al economiei României.

Funcţionarea metalurgiei cu intermitenţă sau numai parţial din capacitate este o greşeală şi nu reprezintă altceva decît o soluţie neeconomică.

Din acest considerent, este necesar ca acţiunea de restructurare să fie declanşată fără întîrziere, iar guvernul să subvenţioneze modernizarea metalurgiei.

Cercetarea-dezvoltarea tehnologică din metalurgie poate oferi soluţii pentru restructurarea şi modernizarea acestei industrii, prin studiile de marketing elaborate, prognozele de producţie, propuneri de orientare sortimentală a fabricaţiei, realizarea de unităţi mai economice privind creşterea fiabilităţii produselor şi mărirea certitudinii fabricaţiei ş.a.

Cercetarea și dezvoltarea metalurgică pot soluționa și mai multe probleme științifice și tehnologice, dacă se vor aloca fondurile necesare desfășurării unei activități susținute, de ordinul a 2—3% din produsul intern brut (PIB), așa cum se procedează și în alte țări.

Spre exemplu, în Franța, pentru cercetare, se alocă 8 mld. $ anual, în Germania — 8,5 mld. $, în Japonia — 10,6 mld. $, în SUA — 55 mld. $/an.

Pentru fiecare salariat din cercetare, în țările dezvoltate, se alocă 40—110 mii $ pentru soluționarea temelor cuprinse în programele anuale.

În încheiere, se poate afirma că metalurgia este o industrie rentabilă, poate recupera cheltuielile efectuate cu importul pentru producția proprie și va asigura relansarea celorlalte ramuri ale economiei României, dacă va funcționa continuu și la capacitate.

Industria metalurgică are perspective de dezvoltare, atît în țară, cît și la nivel mondial.

Metalurgia din România este rentabilă la o producție de 10—12 mil. t/an, deoarece are fonduri fixe de cca 10 mld. $ și amortismentele sînt mari.

Prin asigurarea unor importuri de materii prime, resurse energetice și alte materiale în valoare de cca 120 mil. $/lună, metalurgia poate realiza 0,8—1 mil. t oțel/lună, din care se pot exporta 200—250 mii t produse finite și încasa 60—100 mil. $/lună.

Din producția lunară, piața internă poate primi cca 500 mii t metal finit, din care se pot realiza mașini, utilaje, echipamente ș.a. O parte din aceste produse în valoare de 120—150 mil. $/lună pot fi exportate.

Siderurgia se poate retehnologiza numai cu sprijinul guvernului, iar economia României nu va putea fi restructurată fără o industrie metalurgică viabilă, așa cum este în statele moderne și cum se realizează în țările în curs de dezvoltare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Toia A. și colectiv. *Cercetări pe modele tip scenariu privind orientarea industriei siderurgice în contextul programului de ajustare structurală a economiei naționale.* Lucrare ICEM, 1992.

[2] Ministerul Industriei. *Strategia de restructurare a industriei.* Lucrare elaborată în anul 1992.

[3] Conjunctura economiei mondiale. Lucrare I.E.M., 1992.

[4] Anuarul statistic al României.

[5] Statistica oțelului pe anul 1991. Buletin editat de IISI, Bruxelles, 1992.

[6] Banca de date a ICEM.

[7] Rizescu C. *Unele probleme ale restructurării și modernizării siderurgiei în România.* În: Metalurgia, România, nr. 8, 1992.

[8] Chițu Gh. *Rolul metalurgiei în economia României.* În: Metalurgia, România, nr. 8, 1990.

Revista revistelor

REVUE DE MÉTALLURGIE — CIT, Franța, 1992, nr. 4

— Controlul dinamic al afinării în convertizorul cu oxigen, p. 321

— Alimentarea continuă cu deșeuri a cuptorului cu curent continuu de la Societatea Metalurgică din Escaut, p. 330

— Sinteză asupra primului congres european privind turnarea continuă, Florența, Italia, 23—25 sept. 1991, p. 335

— Îmbunătățirea calității slebur ilor în condiții de funcționare cu mare productivitate la mașina de turnare nr. 3 Kashima, S.M.I., p. 353

— Controlul pentru detectarea incluziunilor din oțelurile cu conținut scăzut de aluminiu, p. 361

— Funcționarea furnalului de mare productivitate de la uzinele Nagoya, p. 371

— Modelarea procedeului skin-pass pentru automatizarea unui laminor, p. 381.

NKK TECHNICAL REVIEW, Japonia, 1992, nr. 65

— Punerea la punct a unui sistem expert de control al distribuției încărcăturii în furnal, p. 1

— Construirea unui sistem de control al producției folosind inteligența artificială, p. 10

— Un nou aliaj cu proprietăți de amortizare NKK Serena, p. 21

— Realizarea de bare din oțel rezistent la coroziune pentru fier beton pretensionat utilizat în medii marine, p. 29

— Un sistem de sprijin al funcționării instalației de incinerare a deșeurilor, p. 37

— Sistem CAD/CAM integrat pentru podurile din oțel, p. 45

— Realizarea unui aliaj din titan $\alpha-\beta$ bogat în fază β: SP-700, p. 61

ANALIZA STĂRII DE TENSIUNE-DEFORMARE LA PRESAREA MEDIILOR DISPERSE POLIFAZICE

Dr. ing. C. Bălescu
Dr. ing. I. Vîrcolaeu
Ing. V. Mirea
Ing. C. Alexandru
V. Bălescu
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 621.979

Procesele de presare a mediilor disperse polifazice prezintă o importanță deosebită, date fiind aplicațiile multiple pe care le au.

Starea de tensiune-deformare care se creează, ca urmare a acțiunii de comprimare, prezintă un mare interes teoretic și practic.

Elaborarea unei metode de analiză teoretică a stării de tensiune — deformare creează premisele unei investigații complexe, care duce în final la adoptarea soluțiilor tehnologice optime. Un mod de rezolvare a problemei îl poate constitui metoda bilanțului deformațiilor care se produc sau a energiilor consumate.

Volumul ce constituie mediul dispers polifazic solicitat prin comprimare exterioară, într-un cadru rigid (sau presupus rigid), va fi sectorizat, marcîndu-se fiecare zonă corespunzătoare unui sector. Presupunem că fiecare zonă, în intervalul de timp analizat, are coeficientul viscozității dinamice η (modulul de plasticitate al mediului analizat) constant și cu o valoare identică cu cea din finalul perioadei de compactizare.

În procesul de presare a mediului dispers polifazic, pentru a se realiza un anumit grad de compactizare (deci o anumită densitate) este necesar un aport energetic pentru învingerea forțelor rezistente. Acest aport energetic transmis de organul activ al instalației se consumă pentru realizarea deformării volumice a zonelor obținute prin sectorizarea volumului total, deformarea ansamblului cu deplasarea zonelor pentru învingerea forțelor de frecare exterioară la nivelul elementului activ, respectiv la nivelul plăcii de model (dacă există) și al forțelor rezistente elastice ale fazei gazoase.

Prin aportul energetic extern, la nivelul ansamblului volumului total al amestecului supus presării se va realiza o anumită valoare (dorită) a densității, care pentru această situație constituie scopul propus.

Bilanțul impune calculul rezistențelor opuse acțiunii de compactizare, avînd în vedere mărimile specifice care definesc fiecare rezistență în parte și se realizează cu relația:

$$\Sigma = \iiint_V (\sigma_{med} \cdot \varepsilon_m + \sigma_{med}/2 \cdot \psi_{CV})\, dv + \iiint_V (I \cdot T + I^2/2\eta) dv + \quad (1)$$

$$+ \mu_{VF} \cdot \tau \iint_{S_F} \sqrt{w_x^2 + w_y^2}\, dS_F + \iiint_V p_{gv}^2/2\, \psi_i\, dv$$

în care:

σ_{med} este tensiunea medie normală, Pa;
ε — deformarea medie liniară;
ψ_{CV} — modulul compactizării volumice, Pas;
I — intensitatea tensiunilor tangențiale, Pa;
T — intensitatea deformării cu deplasarea zonelor;
η — coeficientul viscozității dinamice;
μ_{VF} — coeficient variabil de frecare externă;
τ — tensiunea de contact la deformarea fazei solide, Pa;
ω_x ω_y — deplasarea pe direcțiile x și y, m;
S_F — suprafața ramei, m;
p_{gv} — presiunea fazei gazoase vaporizate datorită compresiunii, Pa;
ψ_C — modulul compactizării, Pa;
V — volumul masei de amestec supus comprimării.

Utilizînd condițiile extreme și cele inițiale și luînd în considerare funcțiile stării fazice a mediului polifazic, $I = f(\delta)$; $\dot{T} = f(\delta)$; $\dot{\varepsilon}_m$; $\sigma_m = f(\delta)$ (în care δ este densitatea mediului, $\dot{\varepsilon}$ — viteza medie de deformare, s^{-1}), stabilite experimental la o anumită viteză de încărcare, se poate calcula densitatea medie sau, dacă se cunoaște densitatea, se determină viteza încărcării exterioare sau alți parametri de regim.

Termenii care evidenţiază deformarea elastică a mediului dispers polifazic ($\sigma^2/2\,\psi_{CV}$ şi $I^2/2\eta$) au o valoare relativ mică şi se pot neglija.

Considerînd încărcarea exterioară, energia totală necesară deformării se poate exprima prin relaţia :

$$\iiint_V \sigma_m \cdot \dot{\varepsilon}_m \, dv + \iiint_V I \cdot \dot{T} \cdot dv + \\ + \mu_{vf} \cdot \tau \iint_{S_F} \sqrt{v_x^2 + v_y^2} + \iiint_V \frac{\psi_1}{2} \cdot \dot{\varepsilon}_m \, dv - \quad (2) \\ - \iint_{S_F} p \cdot v_1 \, ds_F = 0$$

în care :

v_1 este viteza de încărcare, m/s ;

ε — viteza medie de deformare, s^{-1} ;

p — încărcare extremă (marginală), Pa ;

$\dot{T}$ — intensitatea vitezei de deformare cu deplasarea zonelor, s^{-1} ;

v_x, v_y — vitezele de deplasare a volumului analizat.

Deformarea mediilor disperse polifazice, la care se referă lucrarea, este, după cum se observă, dependentă de parametrii reologici care sînt în funcţie de densitatea amestecului.

Funcţiile de dependenţă sînt de formă exponenţială :

$$\dot{I} = \alpha \cdot \delta^a ; \quad \dot{T} = \beta/\delta^b ; \quad \sigma_m = \gamma \cdot \delta^d \text{ şi } \dot{\varepsilon}_m = \nu/\delta^c$$

în care : α, β, γ, ν sînt moduli de deformaţie, iar a, b, c, d — indicii gradului de densitate a formei [1].

Înlocuind funcţiile de dependenţă menţionate anterior în relaţia (2), se poate scrie :

$$\iiint_V \gamma \cdot \nu \cdot \delta^{d-c} \, dv + \iiint_V \alpha \cdot \beta \cdot \delta^{a-b} \, dv + \\ + \mu_{vf} \cdot \tau \iint_{S_F} \sqrt{v_x^2 + v_y^2} \, ds_F + \iiint_V \frac{\psi_1}{2} \left(\frac{\nu}{\delta^c} \right)^2 - \quad (3) \\ - \iint_{S_F} p \cdot v_1 \, ds_F = 0$$

Condiţiile limită ale problemei, necesare rezolvării ecuaţiei (3), au în vedere fenomenele care au loc la contactul plăcii de presare cu amestecul (partea superioară), respectiv contactul amestecului cu placa de model (partea inferioară).

Astfel, la presarea amestecului, la contactul acestuia cu placa de presare se poate considera că amestecul este imobil faţă de placa de presare ; în acest caz se poate considera că pe această interfaţă forţa de frecare este constantă, avînd valoarea $F_{fr} = \mu_{cf} \sigma_m$. Prin analogie, se poate considera forţa de frecare la interfaţa amestec-placă de model, amestec-ramă, amestec-model.

La interfaţa constituită de peretele vertical (sau înclinat) şi amestec sau ramă-amestec, forţa de frecare depinde de deformaţiile liniare orizontale ε_x şi verticale ε_v care definesc coeficientul deformării transversale $\zeta = \varepsilon_x/\varepsilon_y$ şi frecările interne în amestec μ_{cf}, adică $F_{fr} = \mu_{cf} \cdot \zeta \cdot \sigma_m$.

Rezolvînd ecuaţia integrală (3), evidenţiind fenomenele de interfaţă, se poate determina densitatea în mediul dispers polifazic (amestec) sau viteza de încărcare la presare.

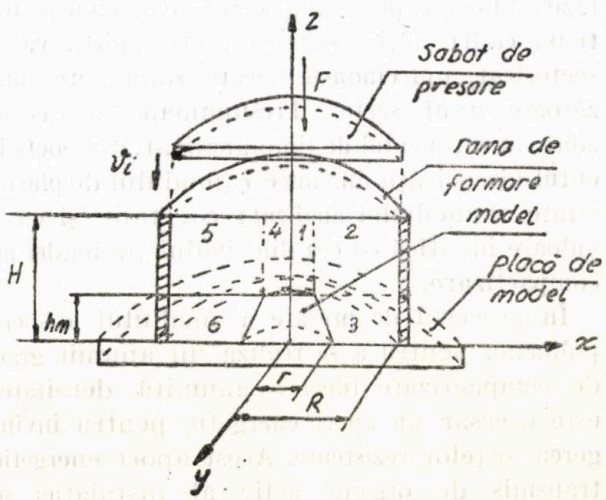


Fig. 1. Ansamblul formei pentru experimentări de compresiune ale unui mediu dispers polifazic, constituit de un amestec de formare. Sectorizarea volumului formei : 1, 4 — zone plasate deasupra modelului; 2, 5 — zone superioare lîngă rama de formare; 3, 6 — zone inferioare plasate în spaţiul dintre model şi rama de formare; 7 — sabot de presare; 8 — ramă de formare; 9 — model; 10 — placă de model. Dimensiunile ramei : Ø 230 × 140 mm, model Ø 170 × × 60 mm

Fig. 1. Mould assembly for pressing tests on a multiphase disperse medium (moulding mixture); partition of mould volume; 1, 4 — zones located above pattern; 2, 5 — higher zones, near mould frame; 3, 6 — lower zones, between pattern and mould frame; 7 — press shoe; 8 — mould frame; 9 — pattern; 10 — pattern plate. Frame size; 230 mm dia, 140 mm height. Pattern size; 170 mm dia, 60 mm height

Pentru simplificare, considerăm că procesul de presare se realizează într-o ramă circulară de rază R și înălțime H și un model de raza r și înălțime h_m; folosind coordonatele cilindrice, pentru zona 1 (fig. 1), ecuația (3) va fi:

$$\int_0^{2\pi}\int_0^{r}\int_0^{H-h_m} \gamma\cdot\nu\ \delta^{d-c}\,d\varphi\cdot dr\,dz + \int_0^{2\pi}\int_0^{r}\int_0^{H-h_m} \alpha\cdot\beta\ \delta^{a-b}\,d\varphi\,dr\,dz + \mu_{vf}\,\tau\int_0^{2\pi}\int_0^{H-h_m}\sqrt{v_x^2+v_y^2}\cdot r\cdot d\varphi\,dz + \int_0^{2\pi}\int_0^{r}\int_0^{H-h_m}\frac{\psi_i}{2}\left(\frac{\nu}{\delta^c}\right)^2 - \int_0^{2\pi}\int_0^{H-h_m} p\,v_i\,(H-h_m)\,d\varphi\,dz = 0 \quad (4)$$

Prin integrare rezultă:

$$2\cdot\gamma\cdot\nu\delta^{d-c} + 2\alpha\cdot\beta\ \delta^{a-b} + \psi_i\left(\frac{\nu}{\delta^c}\right)^2 = \frac{1}{r}(H-h_m)\,p\,v_i - 2\,\mu_{vf}\cdot\tau\cdot v_r \quad (5)$$

Rezolvind această ecuație, vom găsi densitatea corespunzătoare unei viteze de încărcare date v_r.

Pentru zona 2 (fig. 1):

$$2\gamma\cdot\nu\delta^{d-c} + 2\alpha\cdot\beta\cdot\delta^{a-b} + \psi_i\left(\frac{\nu}{\delta^c}\right)^2 = \frac{1}{R-r}(H-h_m)\ p\ v_i - 2\mu_{vf}\cdot\tau\cdot v_r \quad (6)$$

iar pentru zona 3 (fig. 1):

$$2\gamma\cdot\nu\delta^{d-c} + 2\alpha\cdot\beta\ \delta^{a-b} + \psi_i\left(\frac{\nu}{\delta^c}\right)^2 = \frac{1}{R-r}\,hm\,p\,v_i - 2\mu_{vf}\cdot\tau\cdot v_r \quad (7)$$

Din analiza relațiilor (5), (6) și (7) se observă că, prin creșterea valorii membrului drept al relațiilor, se obțin valori ridicate ale densității în toate zonele.

Sub raport tehnologic, creșterea valorii membrului drept al relațiilor amintite implică mărirea vitezei de încărcare v_i, a efortului de încărcare la extremitățile ramei p și a înălțimii modelului h_m în condițiile micșorării diferenței R — r.

Pentru verificarea metodei propuse s-a realizat un experiment în care a fost folosit un amestec de formare destinat realizării unei forme nepermanente pentru turnarea aliajelor.

Compoziția amestecului este: nisip Văleni (85%), bentonită (10%), praf huilă (5%), apă (4%). Având rezistența la compresiune σ_i = = 6, 2 Pa, rama de formare are o construcție specială, cu unul din pereți confecționat din material transparent.

În ramă s-a introdus modelul în așa fel încît să adere la peretele transparent al ramei. Rama de formare are o rază R = 0,23 m, viteza de încărcare la placa de presare fiind v_i = 6,8 m/s. În zona peretelui transparent al ramei s-au introdus într-o anumită ordine o serie de granule marcate, a căror deplasare în procesul de presare poate fi observată.

Având în vedere timpul aferent deplasării granulelor marcate, precum și spațiul parcurs, s-au putut determina vitezele de deplasare în cele trei zone (1, 2, 3). Valoarea acestor viteze a fost de 0,005 m/s; 0,028 m/s; 0,018 m/s în condițiile unei presiuni de comprimare de p = = 4,2 × 10^4 Pa.

Intensitatea deformării la deplasarea zonelor, $\dot{T}$, se definește cu relația $\dot{T} = v_i \times \bar{z}$, în care $\bar{z} = z/h$, z fiind coordonata verticală a unui punct din volumul analizat, iar h — înălțimea volumului. La z = 0, $\dot{T} = 0$, iar la z = h, $\dot{T} = v_i$. Coeficienții funcțiilor I, T, σ_m și ε au fost determinați prin metoda celor mai mici pătrate, având forma: $I = 0{,}074 \times \delta^{7{,}1}$; $T = 45{,}9/\delta^{7{,}2}$; $\sigma_m = 0{,}21 \times \delta^{0{,}78}$ și $\dot{\varepsilon}_m = 19{,}37/\delta^{5{,}8}$.

Prin rezolvarea sistemului de ecuații (5), (6) și (7) în care s-au înlocuit valorile numerice ale parametrilor: R, r, H, h_m, v_r, μ_{vf} corespunzătoare mediului dispers polifazic analizat (amestec de formare), s-au calculat densitățile medii în cele trei zone (1, 2, 3). Pentru calculul densității medii a formei s-a elaborat un program cu ajutorul căruia a fost rezolvat sistemul de ecuații, luîndu-l în considerare pentru toate zonele în care a fost sectorizat volumul formei (în număr de 6), obținîndu-se o valoare a acesteia de δ_m = 1,693 kg/dm³, valoare care corespunde cu cea rezultată experimental.

Concluzii

Metoda bilanțului fenomenelor sau a bilanțului energetic aplicată la presarea mediilor disperse polifazice permite determinarea parametrilor fizico-mecanici ai mediului analizat, în funcție de parametrii tehnologici ai procesului de presare sau invers.

Această metodă de analiză teoretică poate fi aplicată în cazul presării amestecurilor de formare pentru obținerea formelor nepermanente, pulberilor metalice, materialelor refractare sau produselor carbografitice.

Pentru fiecare caz în parte trebuie determinate însă mărimile fizice specifice mediului analizat, mărimi care diferă la schimbarea acestuia.

Pentru cazul mediului dispers polifazic, constituit de amestecul de formare, s-a demonstrat că valorile parametrilor determinate teoretic prin metoda propusă concordă cu valorile determinate experimental.

BIBLIOGRAFIE

[1] Isagulov, A. Z. *Metodica teoreticeskovo liteioinih formi pri uplatnenia*, Isvestia Vuz. nr. 10, 1983.
[2] Bălescu, C. *Contribuții la studiul proceselor fizico-mecanice pentru turnarea aliajelor*. Teză de doctorat, 1992.
3] Heime, R. W. *Green tensile and shear strength of molding sands*, Transaction AFS, vol. 67, 1983.

Revista revistelor

STAL, C.S.I., *1992, nr. 1*

— Analiza variației și rezervele stabilizării compoziției chimice a aglomeratului tratat cu fondanți, p. 3
— 510 ani de experiență în funcționarea furnalelor cu volum de 1 033 și 700 m³ cu insuflarea prafului de cărbune, la uzina metalurgică Donețk, p. 6
— Influența dioxidului de carbon și a aburului din aerul insuflat al furnalelor asupra consumului de cocs, p. 11
— Direcțiile de dezvoltare ale industriei oțelului în C.S.I., p. 21
— Îmbunătățirea calității oțelului turnat continuu prin microalierea cu modificatori pulverulenți placați, p. 24
— Controlul automat al poziției zonelor cu defecte pe suprafața lingoului, în procesul turnării oțelului pe M.T.C.S., p. 27
— Îmbunătățirea calității profilelor laminate din oțel turnat continuu pentru rulmenți și creșterea durabilității rulmenților, p. 29
— Turnarea lingourilor octogonale cu secțiune mare pe mașini înclinate de turnare continuă, p. 31
— Creșterea rezistenței paharului imersat la turnarea continuă a oțelului pentru țevi, p. 32
— Căptușeala rece a distribuitoarelor M.T.C.S., p. 34
— Creșterea eficienței funcționării secțiilor cu cuptoare electrice cu putere mare, p. 36
— Elaborarea zgurii cu conținut scăzut de fosfor și a manganului metalic prin utilizarea concentratelor prăjite gravitațional, p. 41
— Asimilarea laminorului industrial — experimental PK-600 pentru laminarea în pas de pelerin, p. 46
— Analiza influenței parametrilor tehnologici asupra stabilității proprietăților mecanice ale semifabricatului pentru cord metalic, p. 48
— Perspectivele îmbunătățirii operațiilor de curățire abrazivă a laminatelor, p. 51
— Studierea regimurilor de funcționare a mașinilor de îndreptat profile de la laminorul 550-2, p. 55
— Ferăstraie volante rapide noi pentru tăierea țevilor și profilelor îndoite, p. 58
— Îmbunătățirea calității laminatelor calibrate și trase la cald pentru matrițarea în volum la rece, p. 63
— Microalierea cu zirconiu a oțelurilor cu conținut redus de perlită și cu conținut de titan și niobiu, cu rezistență înaltă, pentru țevile cu diametru mare, p. 69
— Oțel vidat calibrat de calitate superioară pentru rulmenți din lingouri cu masa de 8,35 t, p. 72
— Influența sulfului și a fosforului asupra complexului de proprietăți statice și dinamice ale oțelului slab aliat, p. 75
— Regimuri reduse de revenire a cilindrilor mari de laminor, p. 78
— Cristalizarea lingourilor din oțel cu utilizarea surselor concentrate de plasmă, p. 80
— Experiența activității unității, prima din ramură, pentru prelucrarea zgurilor metalurgice, p. 83
— Utilizarea deșeurilor rezultate de la fabricarea aluminiului secundar la elaborarea oțelului pentru țevi, p. 86
— Experiența utilizării resurselor secundare la uzina de oțeluri calibrate Magnitogorsk, p. 86
— Sistem de captare a emanațiilor de praf și de gaze de la cuptoarele electrice, p. 88
— Sisteme eficiente de captare a emanațiilor nocive, rezultate de la cuptoarele electrice cu arc pentru elaborarea oțelului, p. 90
— Perfecționarea sistemelor de captare a emanațiilor la elaborarea oțelului electric, p. 92

NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, Japonia, 1992, nr. 52

— Analiza laminării benzilor printr-un model tridimensional de elemente finite pentru comportare rigidă/plastică, p. 1
— Optimizarea matematică și aplicațiile sale la proiectarea structurală, p. 6
— Realizarea unui simulator de deplasare a benzii pe baza unui model arc/masă, p. 14
— Caracteristicile motorului cu inducție liniară cu supraconductivitate, determinate prin metoda elementelor finite, p. 19
— Situația actuală a dinamicii fluidelor pe calculator și aplicarea acesteia la analiza proceselor de fabricare a materialelor, p. 25
— Termodinamica pe calculator și aplicațiile sale la analiza procesului de elaborare a oțelului, p. 31
— Analiza ambutisării prin simularea modelului elementelor finite pentru comportare rigidă/plastică. Metoda de prevenire a fisurării piesei de lucru în timpul ambutisării, p. 37
— Metoda elementelor finite pentru comportare elastică/plastică în cazul materialelor compresibile care permit o deformare adițională mare, p. 43
— Analiza tridimensională a laminării pe dorn prin metoda elementelor finite pentru comportare rigidă/plastică, p. 50
— Realizarea de stimulatoare pentru oțelării, p. 56
— Analiza prin calcul a jetului de oțel lichid într-un cuptor cu arc cu curent continuu, p. 63
— Realizarea unui model analitic pentru mantaua convertizorului LD, p. 68

CERCETĂRI PRIVIND CREȘTEREA EFICIENȚEI ENERGETICE A SISTEMELOR DE ARDERE ALE CUPTOARELOR METALURGICE PRIN UTILIZAREA ARZĂTOARELOR REGENERATIVE

As. univ. ing. A. Semenescu, dr. ing. A. Nicolae — Universitatea „Politehnica" București
Ing. O. Gurgu, ing. M. Munteanu — INTEC București
Ing. R. Pivniceru — IPROMET București

C.Z: 669.183.212.2

În contextul crizei energetice actuale, arzătoarele regenerative constituie soluția tehnică prin care, pe lîngă reducerea consumurilor energetice, se obțin și alte avantaje, precum:
— funcționarea într-o gamă vastă de temperaturi, în medii mai mult sau mai puțin agresive;
— implantarea lor pe cuptoarele existente fără modificări substanțiale.

Înainte de a prezenta o soluție tehnică, trebuie amintit faptul că aceste arzătoare permit recuperarea căldurii gazelor arse a căror temperatură poate ajunge la 1400°C. Această recuperare poate atinge 90% din ceea ce este recuperabil, în comparație cu 46% pentru un arzător autorecuperator și cu 65% pentru un preîncălzitor de aer de combustie performant. De asemenea, trebuie precizat că, în cazul ideal al preîncălzirii aerului de combustie la o temperatură a gazelor arse de 1000°C cu 10% exces de aer, nu se poate extrage decît 78% din entalpia acestora [1].

Descrierea soluției tehnice

Denumirea arzătorului precizează că acesta are în compunerea lui un arzător și un regenerator cu umplutură din bile ceramice (alumină tabulară).

Arzătorul cuprinde o carcasă metalică prevăzută cu un capac cu pereți dubli, prin care circulă gazul metan, intrarea în camera de ardere făcîndu-se printr-un știuț vertical, racordat la regenerator. Camera de ardere și racordul de aer sînt căptușite cu material refractar și material izolant. Arzătorul este tip „curenți la 90° între aerul de combustie și gazul metan".
Circa 70% din flacără se produce în camera arzătorului, restul dezvoltîndu-se în fața ambrazurii, în spațiul de lucru al cuptorului. Pe corpul arzătorului se află montat un arzător pilot cu bujie de aprindere care apoi devine tijă de ionizare.

Regeneratorul cuprinde un corp metalic central, izolat refractar, în care se află bilele ceramice și o cămașă exterioară neizolată.

Racordul la arzător este plasat pe capacul regeneratorului, iar cel de intrare a aerului de combustie, în mantaua exterioară.

Prin construcție, în scopul preîncălzirii aerului de combustie, un sistem de arzătoare regenerative, denumit modul regenerativ, este format din două posturi de ardere care lucrează în modul următor:

— un post (arzător) arde, folosind aer rece, adus la baza regeneratorului, în timp ce gazele arse din cuptor sînt conduse prin al doilea post către regeneratorul cuplat cu acesta, în scopul preîncălzirii umpluturii, fiind eliminate apoi în atmosferă (figura 1);
— cînd regeneratorul postului doi are umplutura încălzită suficient, sistemul de comutare-reversare lucrează, iar aerul rece trece prin regeneratorul încălzit, este preîncălzit și trimis la postul de ardere, în timp ce regeneratorul răcit anterior de postul unu este reîncălzit de gazele de ardere.

Sistemul de comutare-reversare menționat cuprinde un distribuitor cu cinci căi, de construcție specială, care permite legarea admisiei aerului de combustie la fiecare arzător în parte și, respectiv, legarea evacuării gazelor arse la exhaustor. Distribuitorul este acționat de un cilindru pneumatic comandat de instalația de automatizare a cuptorului.

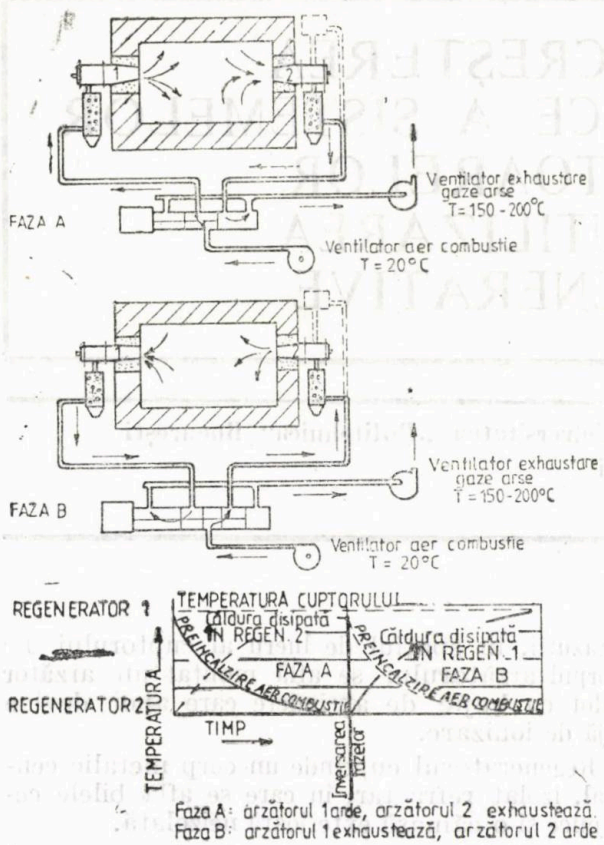


Fig. 1. Schema funcționării unui modul regenerativ

Fig. 1. Operation diagram of a regenerative module

Comutarea-reversarea se execută la comanda unui sistem automat propriu cuptorului, în funcție de temperatura gazelor arse evacuate sau în funcție de timp.

Utilizarea arzătoarelor regenerative

De la omologarea acestor arzătoare în România, în 1985, și pînă în prezent, instalarea acestora pe diverse tipuri de cuptoare de forjă, tratament termic, pe instalații de preîncălzire a oalelor sau șarjelor cuptoarelor electrice cu arc a dus la creșterea randamentelor termice pînă la 40% și la importante economii de combustibil. Acest fapt a dus la sporirea cererii de astfel de echipamente, realizate într-o largă paletă de puteri instalate, de la 25 la 4000 kW, utilizarea lor extinzîndu-se și în domeniul metalurgiei neferoase și al sticlei.

Un exemplu concludent este cuptorul cu vatră mobilă de 31,5 m² din cadrul FG-1 din IMGB, echipat inițial cu arzătoare clasice și recuperator de căldură, cu un consum maxim de gaz metan de 700 Nm³/h, care în urma echipării cu arzătoare regenerative a realizat un consum maxim de 498 Nm³/h, economia de combustibil fiind mai mare cu 30%.

În figura 2 este prezentată, în procente, economia de combustibil în cazul folosirii arzătoarelor regenerative.

În figura 3 se prezintă modul în care se montează o instalație de ardere regenerativă la un cuptor de tratament termic. Deoarece flacăra

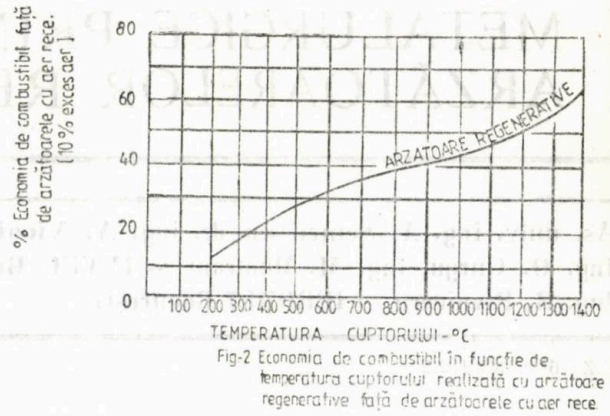


Fig-2 Economia de combustibil în funcție de temperatura cuptorului realizată cu arzătoare regenerative față de arzătoarele cu aer rece

Fig. 2. Economia de combustibil în funcție de temperatura cuptorului realizată cu arzătoare regenerative față de arderea cu aer de combustie rece

Fig. 2. Fuel saving depending on furnace temperature attained with regenerative burners, against burning with cold combustion air

acestor arzătoare depășește curent 2000°C, datorită temperaturii medii a aerului preîncălzit ce participă la ardere (temperatura acestuia în urma măsurătorilor efectuate fiind cu 100—150°C sub temperatura din incinta cuptorului), arzătoarele cu regeneratoare se montează pe un perete lateral al cuptorului la partea de jos, iar pe celălalt perete se montează la partea de sus.

În acest fel, se realizează o circulație eficientă a gazelor de ardere în spațiul de lucru, ceea ce determină un grad ridicat de uniformitate a temperaturii, protejînd șarja și suprafața acesteia.

Rezultate energetice

Presupunînd că 90% din gazele arse sînt reaspirate, diagramele SANKEY sînt stabilite pentru temperatura gazelor arse de 1000°C, în cazul cuptoarelor de încălzire fără recuperator (figura 4), al cuptoarelor cu recuperator clasic (figura 5) și al cuptoarelor cu recuperator regenerativ (figura 6) (în toate cele trei cazuri excesul de aer a fost de 10%) [2].

Rezultatele obținute prin utilizarea unui modul de ardere regenerativ de 300 kW sînt sintetizate în tabelul 1.

Economia de combustibil nu este afectată în mod sensibil de excesul de aer (fig. 7 și 8).

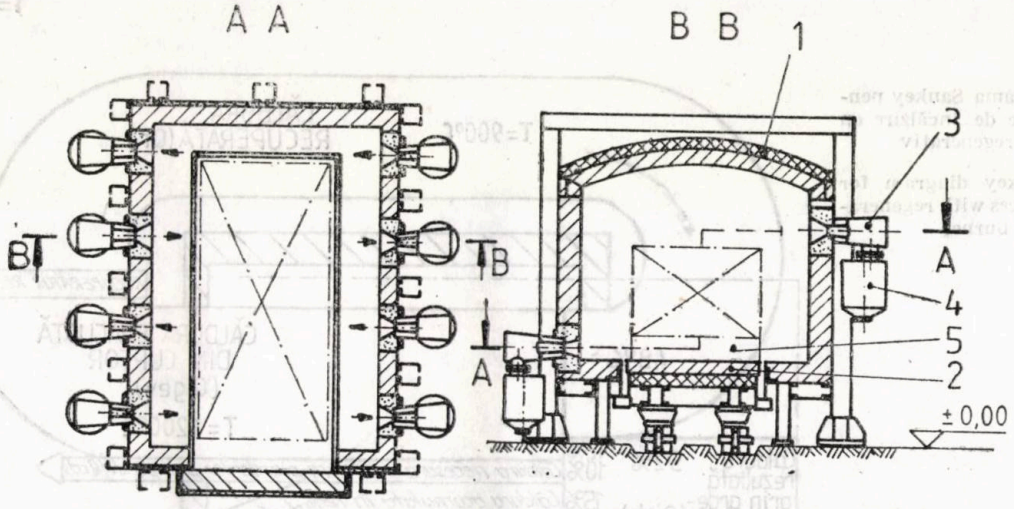


Fig. 3. Amenajarea cuptorului de tratamente termice cu arzătoare regenerative:
1 — bolta; 2 — vatra mobilă; 3 — arzător; 4 — regenerator; 5 — suport încărcătură

Fig. 3. Layout of heat treatment furnaces equipped with regenerative burners
1 — dome; 2 — mobile hearth; 3 — burner; 4 — regenerator; 5 — charge support

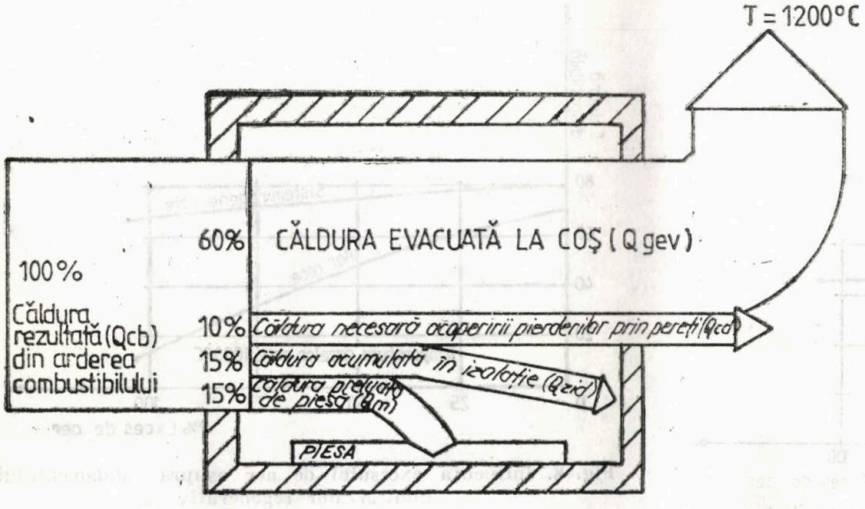


Fig. 4. Diagrama Sankey pentru cuptoare fără recuperator

Fig. 4. Sankey diagram for furnaces without recuperator

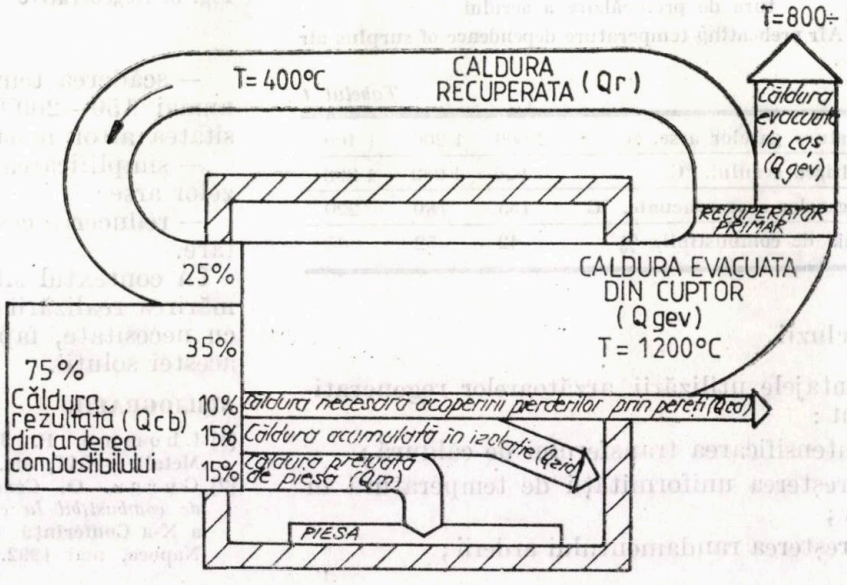
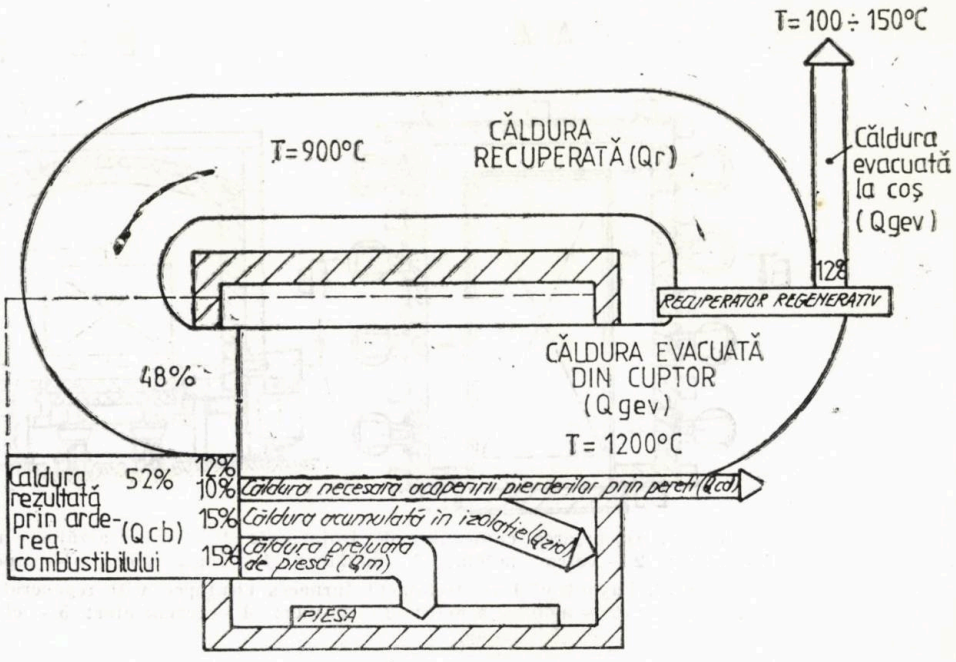


Fig. 5. Diagrama Sankey pentru cuptoare de încălzire cu recuperator clasic

Fig. 5. Sankey diagram for heating furnaces with conventional recuperative equipment

Fig. 6. Diagrama Sankey pentru cuptoarele de încălzire cu arzător regenerativ

Fig. 6. Sankey diagram for heating furnaces with regenerative burner



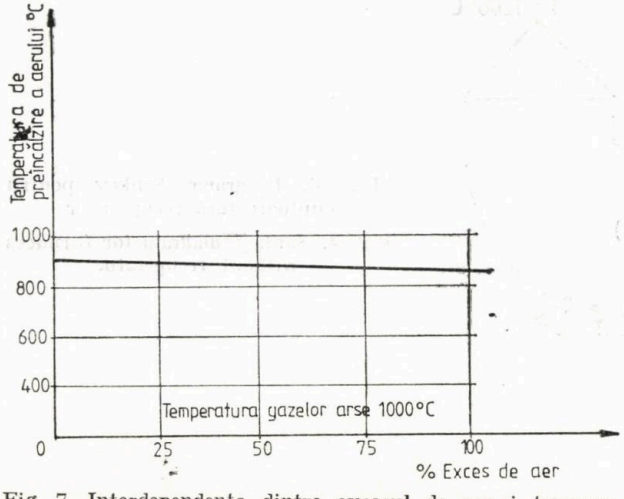


Fig. 7. Interdependența dintre excesul de aer și temperatura de preîncălzire a aerului

Fig. 7. Air preheating temperature dependence of surplus air

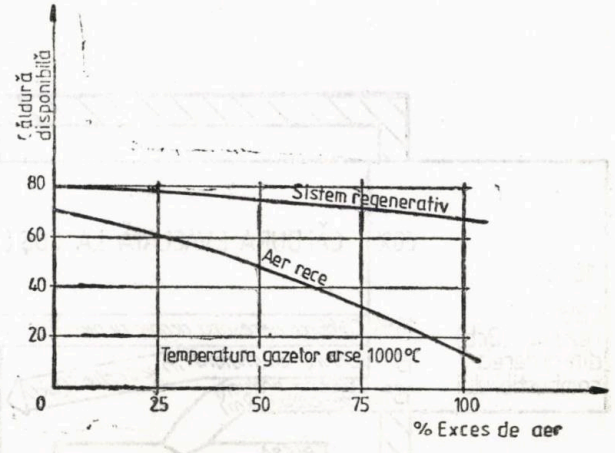


Fig. 8. Influența excesului de aer asupra randamentului unui arzător regenerativ

Fig. 8. Regenerative burner performance depending on surplus air

Tabelul 1

Temperatura gazelor arse, °C	1 000	1 200	1 400
Preîncălzirea aerului, °C	926	1 082	1 298
Temp. gazelor arse evacuate, °C	155	180	220
Economia de combustibil, %	42	52	65

Concluzii

Avantajele utilizării arzătoarelor regenerative sînt :

— intensificarea transferului de căldură ;

— creșterea uniformității de temperatură în cuptor ;

— creșterea randamentului arderii ;

— scăderea temperaturii gazelor evacuate la numai 150—200°C, eliminîndu-se astfel necesitatea altor măsuri de recuperare a căldurii ;

— simplificarea sistemului de evacuare a gazelor arse ;

— reducerea costurilor de investiții și exploatare.

În contextul situației energetice actuale, urmărirea realizării acestor deziderate se impune cu necesitate, fapt ce determină generalizarea acestei soluții.

BIBLIOGRAFIE

[1] L h o m m e, P. J. *Arzătoare regenerative*. In: Rev. de Metall. — CIT, nr. 7—8, p. 603—609.

[2] G u r g u, O. *Considerații privind reducerea consumului de combustibil la cuptoarele de încălzire*. Comunicare la a X-a Conferință de deformări plastice la cald, Cluj-Napoca, mai 1992.

CERCETĂRI PRIVIND ELECTRODEPUNEREA CROMULUI PE BENZI DIN OȚEL LAMINAT LA RECE

Chim. LIDIA BENEA ENACHE
Ing. I. OVESEA și ing. D. ENACHE
ICPPAM GALAȚI

C.Z.: 669.18

Pentru experimentările de cromare electrochimică s-a utilizat bandă din oțel marca A3k 0,2 × 40 mm, laminată la rece la ICPPAM (microproducție). Compoziția oțelului este redată în tabelul 1, iar proprietățile mecanice ale benzii sînt prezentate în tabelul 2.

Rugozitatea suprafeței benzii laminate la rece, *Ra*, s-a situat la nivelul mediu de 0,3—0,4 m.

Gradul de uleiere a suprafeței benzii a fost determinat prin degresare și dublă cîntărire, valoarea medie fiind de 100 mg/m².

Experimentările s-au efectuat pe o instalație pilot ICPPAM, prezentată schematic în figura 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului utilizat pentru experimentările de cromare

Table 1

Chemical analysis of chromating tested steel

Elementul	C	Mn	Si	S	P	Al
%	0, 07	0, 25	0, 03	0, 014	0, 010	0, 022

În cursul experimentărilor s-au utilizat două tipuri de anozi: din plumb pur cu suprafața plană și din plumb aliat cu 5—6% staniu, cu

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale benzii utilizate la experimentările de cromare

Table 2

Mechanical properties of chromating tested strip

Caracteristici	Rm		Re		A5, %	A80, %	IE 11 dorin 8 mm
	N/mm	kgf/mm	N/mm	kgf/mm			
Indici	343	35, 0	237	242	34, 3	22, 4	3, 1

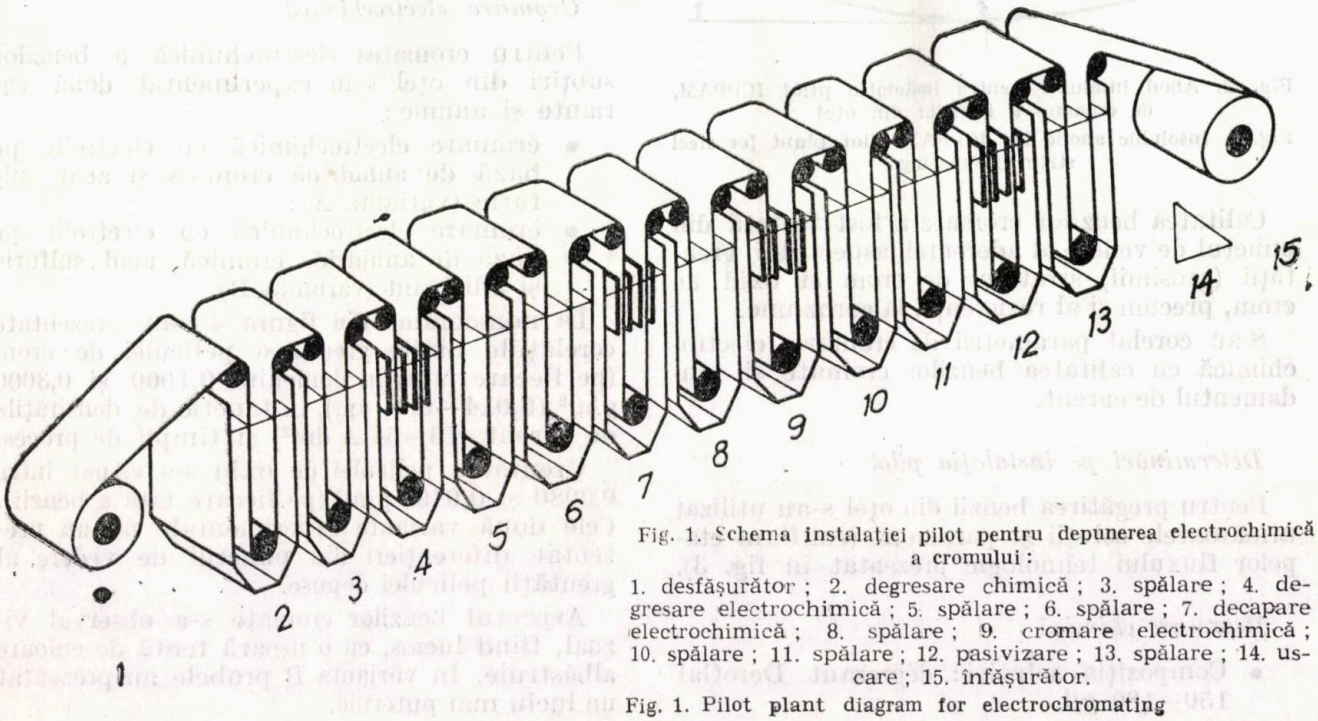


Fig. 1. Schema instalației pilot pentru depunerea electrochimică a cromului:

1. desfășurător; 2. degresare chimică; 3. spălare; 4. degresare electrochimică; 5. spălare; 6. spălare; 7. decapare electrochimică; 8. spălare; 9. cromare electrochimică; 10. spălare; 11. spălare; 12. pasivizare; 13. spălare; 14. uscare; 15. înfășurător.

Fig. 1. Pilot plant diagram for electrochromating

suprafaţa curbată, raza de curbură fiind de 70 mm (fig. 2).

S-a urmărit influenţa compoziţiei şi geometriei anozilor asupra procesului de cromare electrochimică a benzilor din oţel.

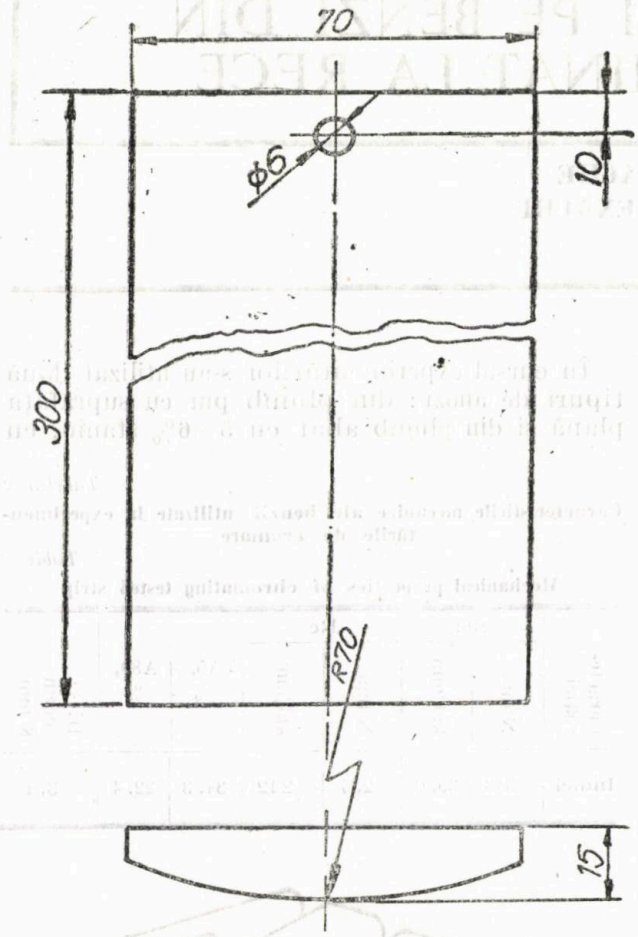


Fig. 2. Anod insolubil] pentru instalaţia pilot ICPPAM, de cromare a benzilor din oţel

Fig. 2. Insoluble anode for ICPPAM pilot plant for steel strip chromating

Calitatea benzilor cromate a fost testată din punctul de vedere al aderenţei, aspectului, greutăţii (grosimii) stratului de crom şi oxid de crom, precum şi al rezistenţei la coroziune.

S-au corelat parametrii de cromare electrochimică cu calitatea benzilor cromate şi randamentul de curent.

Determinări pe instalaţia pilot

Pentru pregătirea benzii din oţel s-au utilizat următoarele soluţii şi parametri (conform etapelor fluxului tehnologic prezentat în fig. 3).

Degresare chimică

- Compoziţia soluţiei: degresant DeroGal 150—180 g/l.
- Temperatura de lucru : 80—90°C.
- Timpul de lucru : 7—20 s.

Spălare cu periere

S-a utilizat aceeaşi soluţie ca la degresarea chimică, la temperaturi de 80—90°C; timpul de lucru : 7—20 s.

Degresarea electrochimică

- Compoziţia soluţiei : degresant DeroGal 120—150 g/l.
- Temperatura de lucru : 80—90°C.
- Timpul de lucru : 4—10 s.
- Densitatea curentului : 10—12 A/dm².
- Electrozi din oţel inoxidabil aşezaţi la distanţa de 250 mm, pe ambele feţe ale benzii.

Spălare caldă la temperatura de 80—90°C; timp de lucru 7—20 s.

Spălare rece, timp de 7—20 s, la temperatura mediului ambiant.

Decapare electrochimică

- Compoziţia soluţiei : acid sulfuric (H_2SO_4) 50—70 g/l; emulgator NF16 0,5—1 g/l.
- Temperatura de lucru : temperatura mediului ambiant.
- Timpul de lucru : 4—10 s.
- Densitatea curentului : 8—10 A/dm².
- Anozi din plumb aşezaţi la distanţa de 250 mm, pe ambele feţe ale benzii.

Spălare caldă, la temperatura de 40—50°C, timp de 7—20 s.

Cromare electrochimică

Pentru cromarea electrochimică a benzilor subţiri din oţel s-au experimentat două variante şi anume :

- cromare electrochimică cu electrolit pe bază de anhidridă cromică şi acid sulfuric (varianta A);
- cromare electrochimică cu electrolit pe bază de anhidridă cromică, acid sulfuric şi aditivant (varianta B).

În nomograma din figura 4 sînt prezentate corelaţiile dintre greutatea peliculei de crom (pe fiecare faţă) în domeniul 0,1000 şi 0,3000 g/m² (0,014—0,04 μm), în funcţie de densităţile de curent (16—54 A/dm²) şi timpii de proces.

Greutatea peliculei de oxid s-a situat între 0,0080 şi 0,0493 g/m² (pe fiecare faţă a benzii). Cele două variante experimentale nu au prezentat diferenţieri din punctul de vedere al greutăţii peliculei depuse.

Aspectul benzilor cromate s-a observat vizual, fiind lucios, cu o uşoară tentă de culoare albăstruie. În varianta B probele au prezentat un luciu mai puternic.

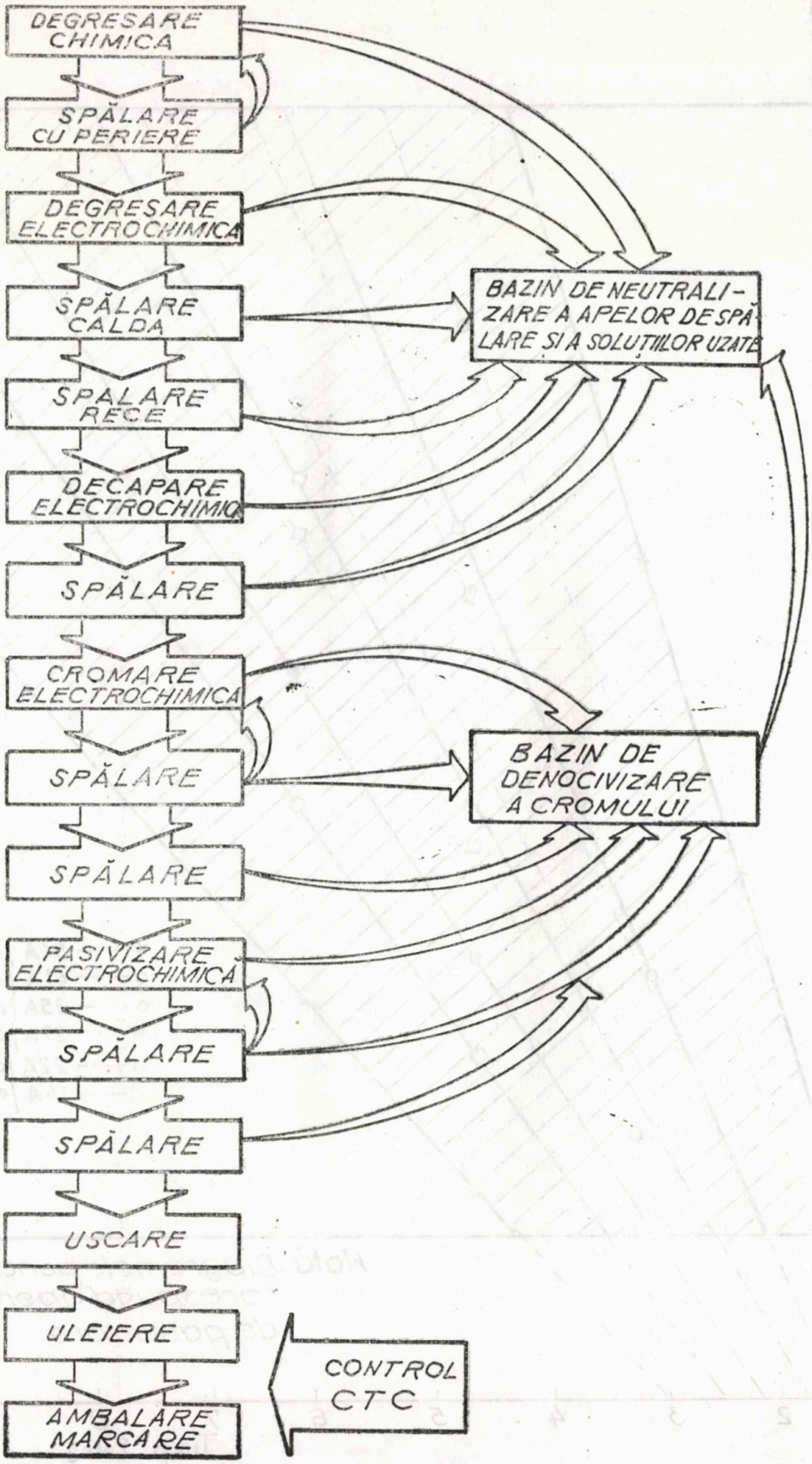


Fig. 3. Etapele fluxului tehnologic pentru cromarea și pasivizarea benzilor din oțel
Fig. 3. Technology steps in steel strip chromating

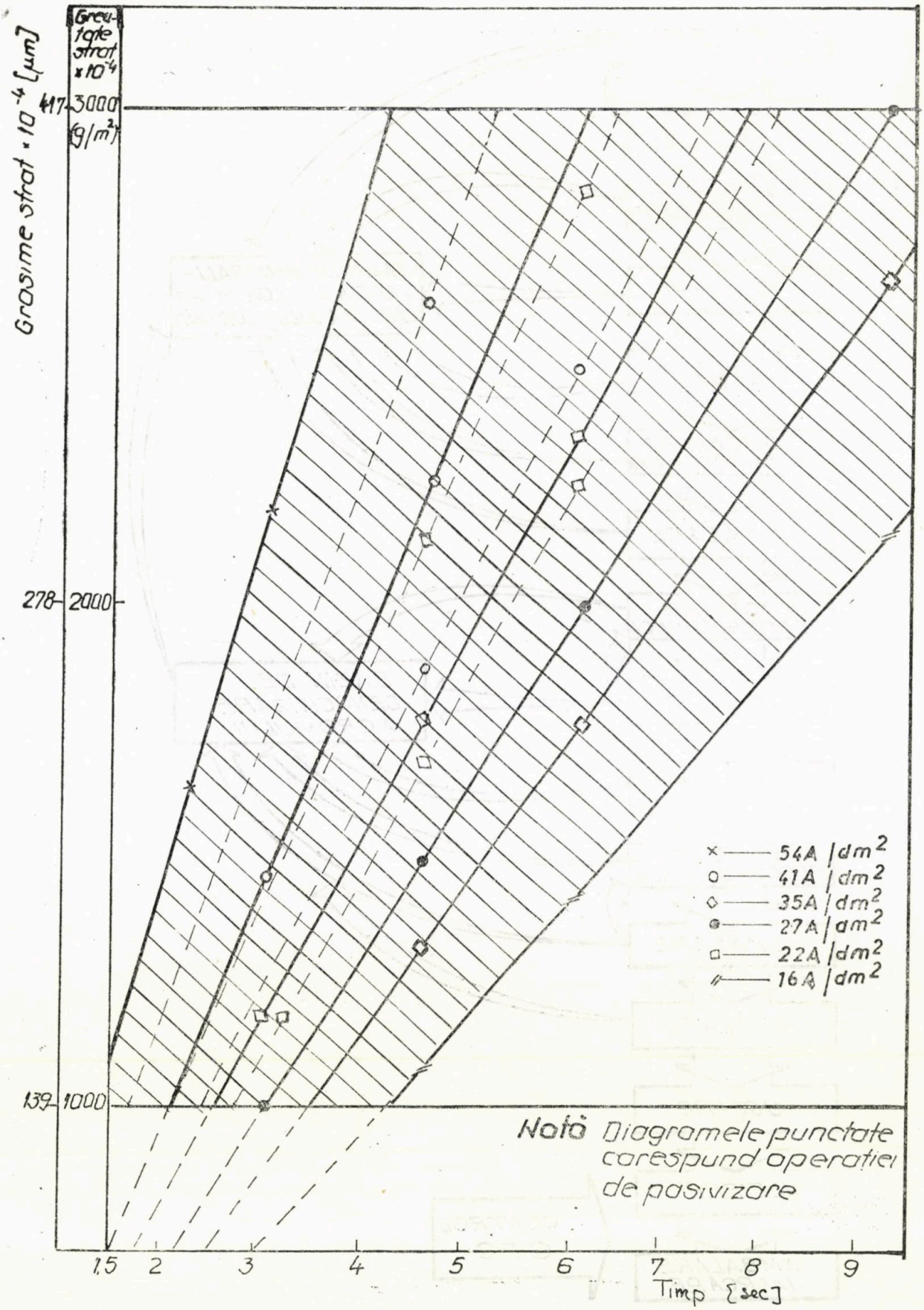


Fig. 4. Corelația dintre greutatea (grosimea) peliculei de crom și parametrii de lucru
Fig. 4. Cr film thickness dependence of operation parameters

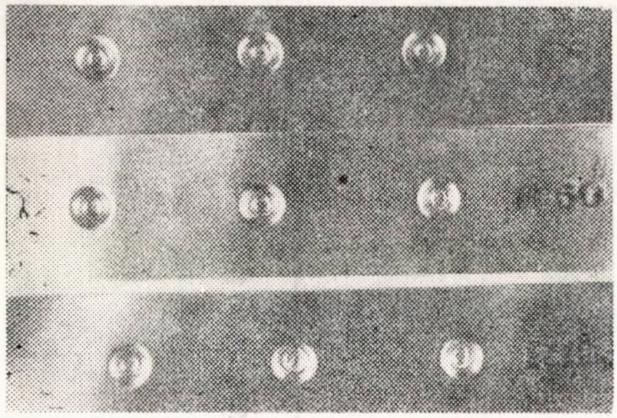


Fig. 5. Aspectul probelor de bandă cromată după ambutisare

Fig. 5. Chromated strip test pieces after drawing

Aderența a fost verificată prin pliere la 180°, fără dorn și prin ambutisare, conform STAS 7569-66, toate probele fiind corespunzătoare.

În figura 5 este redat aspectul probelor după ambutisare, comparativ cu banda suport.

După cromare banda a trecut prin două cuve de spălare.

Spălare caldă, la temperatura de 40—50°C, timp minim de lucru : 7 s.

Spălare rece, la temperatura mediului ambiant, timp de lucru minim : 7 s.

Tratamentul depunerii de crom (varianta C)

Pentru experimentările de pasivizare electrochimică, s-au utilizat soluții pe bază de bicromat de sodiu și anhidridă cromică. După cromare și spălare, banda a trecut prin cuva de pasivizare.

Pasivizarea electrochimică afectează aspectul benzilor cromate prin estomparea nuanței albăstrui și imprimarea unei nuanțe ușor gălbui.

Aderența peliculei de crom a fost verificată ca și în cazul cromării electrochimice, fiind găsită corespunzătoare. Aspectul probelor după ambutisare este redat în figura 6.

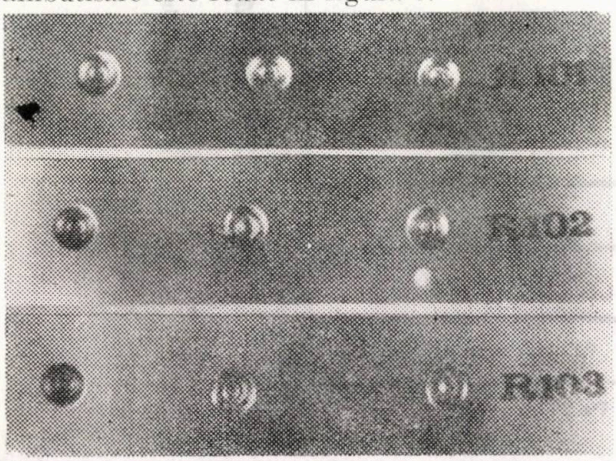


Fig. 6. Aspectul probelor cromate și pasivizate electrochimic, după ambutisare

Fig. 6. Chromated and passivisated test pieces after drawing

În nomograma din figura 4, cu linie punctată, sînt trasate diagramele de corelație a greutății (grosimii) stratului de crom la densitățile de curent de 22, 27, 33 și 41 A/dm², în funcție de timpii de cromare și timpii de pasivizare.

După pasivizare electrochimică, banda se spală cu apă la temperatura mediului ambiant. Timp minim de lucru : 7 s.

După spălare, banda a fost uscată cu aer cald și uleiată.

Rezistența la coroziune a benzilor cromate

Probele de bandă cromată în cele trei variante experimentale (A, B, C), comparativ cu banda suport, au fost supuse la două teste de coroziune accelerată, în mediu cu umiditate și căldură, precum și în atmosferă de bioxid de sulf.

Pentru apreciere s-a utilizat următorul sistem de notare în funcție de procentul din suprafața cu rugină :

Rugină, %	Indice de notare
0	5
1— 20	4
21— 40	3
41— 60	2
61— 80	1
81—100	0

Rezistența la coroziune sub acțiunea căldurii umede

Probele au fost supuse testului de coroziune accelerată, sub acțiunea căldurii umede, timp de 24 h, în camera de coroziune Kesternich. Umiditatea a fost de 98 ± 2% (menținută cu o pătură de apă), iar temperatura de 49 ± 2°C.

Pentru a evidenția importanța etapei de uleiere după cromare, la acest test probele au fost expuse în două variante : degresate și uleiate.

În figura 7 se prezintă dinamica coroziunii probelor cromate, în cele trei variante experimentale, comparativ cu probele de bandă suport.

Cea mai bună comportare au prezentat probele cromate și pasivizate electrochimic (varianta C). Probele uleiate nu au fost afectate de rugină după 24 h, în toate cele trei variante experimentale.

Rezistența la coroziune în atmosferă de bioxid de sulf

La testul de coroziune sub acțiunea bioxidului de sulf, probele au fost supuse în stare degresată. Bioxidul de sulf (0,2 l) a fost produs în camera de coroziune, prin reacția dintre tiosulfatul de sodiu și acidul sulfuric.

Temperatura a fost de 33°C și umiditatea de 60%.

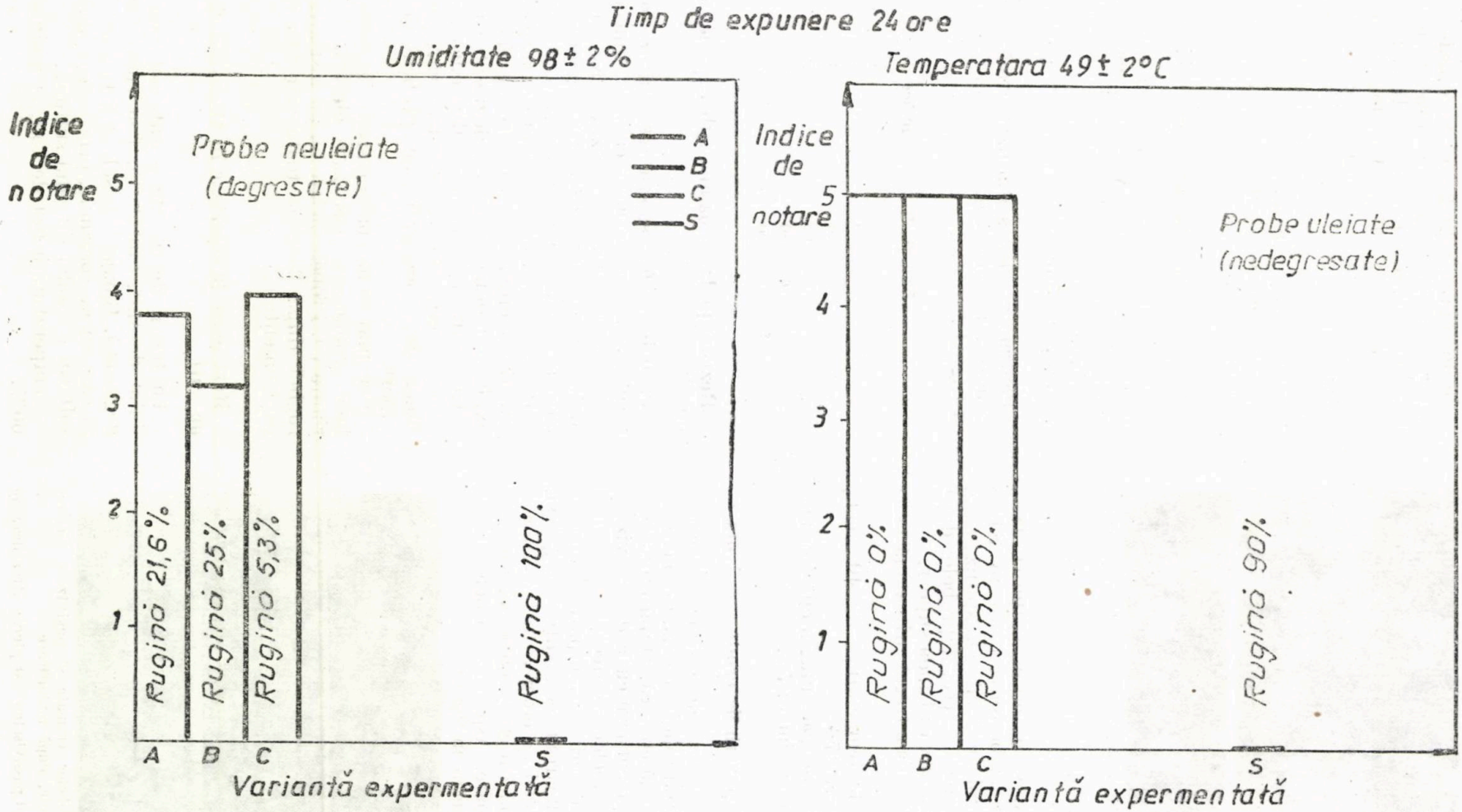


Fig. 7. Dinamica coroziunii probelor de bandă cromată electrochimic
Fig. 7. Corrosion development in electrochromated strip

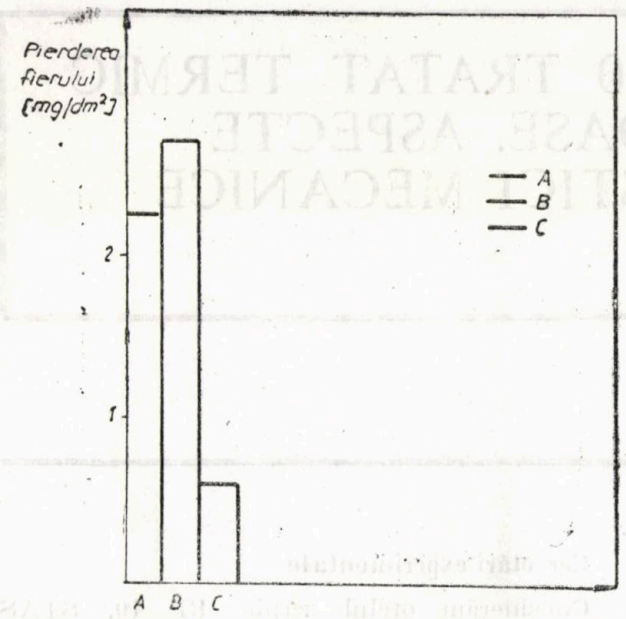


Fig. 8. Diagrama porozității probelor de bandă cromată
Fig. 8. Porrosity diagram for chromated strip samples

În mediu de bioxid de sulf, probele de bandă cromată au prezentat o rezistență la coroziune mai bună, variantele B și C prezentînd același indice de notare.

Porozitatea benzilor cromate

Porozitatea benzilor cromate a fost determinată prin dizolvarea fierului prin pori, raportată la suprafața probei (mg/dm²).

Compoziția soluției : sulfocianură de amoniu (NH_4SCN) 20 g/l, acid acetic (CH_3COOH) 10 g/l, apă oxigenată (H_2O_2 20% vol.) 10 g/l.

Temperatura de lucru : 33°C.

Timpul de menținere în soluție: 15 min.

Diagrama pierderii fierului prin pori este prezentată în figura 8.

Cea mai mică pierdere a fierului prin pori (cea mai mică porozitate) o prezintă probele de bandă cromată și pasivizată electrochimic.

Rugozitatea suprafeței după cromare. În timpul procesului de cromare electrochimică are loc creșterea rugozității suprafeței cu circa 0,1 μm, Ra determinată după cromare fiind de 0,5—0,6 μm.

Caracteristicile mecanice ale benzilor cromate. Determinînd caracteristicile mecanice ale benzilor din oțel cromate electrochimic, inclusiv indicele Erichsen, s-a constatat că valorile se situează la același nivel ca la banda suport.

Rezistența la temperatură a benzilor cromate

Pentru testarea rezistenței termice a benzilor cromate, acestea au fost menținute timp de 20 min, la diferite temperaturi, în atmosfera oxidantă a cuptorului de tratament termic. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 3. Semnul + indică o comportare foarte bună, fără modificarea aspectului.

Tabelul 3

Rezistența termică a benzilor cromate

Table 3

Heat resistance of chromated strip

Varianta experimentală	Condiții de testare, °C			
	20—200	20—250	20—300	20—400
A	+	+	+	+
B	+	+	+	+
C	+	+	+	+

Benzile cromate au prezentat o rezistență termică foarte bună în acest interval de temperaturi.

Concluzii

• Experimentările de cromare a benzilor din oțel laminat la rece, pe instalația pilot ICPPAM, au evidențiat posibilitatea obținerii benzilor cromate cu greutăți ale peliculei de la 0,0320 la 0,6000 g/m² (0,0045—0,0834 μm), pe fiecare față a benzii.

• Pentru o rezistență la coroziune ridicată, se recomandă greutatea peliculei de 0,1000—0,3000 g/m² (0,014—0,04 μm).

• Pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune, după cromare se poate realiza o pasivizare electrochimică (cu formarea stratului de oxid de crom de 0,0166—0,0500 g/m²).

• Pentru conservare, în vederea depozitării sau transportului, este necesară uleierea benzii, după uscare.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. Marinescu, Gh. Andoniant, E. Bay. Tehnologii electrochimice și chimice de protecție a materialelor metalice. Ed. tehnică — București 1984

[2] L. Oniciu, E. Grünweld. Galvanotehnica. Ed. științifică și enciclopedică — București, 1980

[3] L. A. Iampolschi. Galvanotehnica, traducere din l. rusă, 1954

[4] C. Firoiu. Tehnologia proceselor electrochimice. Ed. didactică și pedagogică — București, 1983, p. 108—113

[5] J. G. Murgulescu, O. M. Radovici. Introducere în chimia fizică. Vol. IV — Electrochimia. Ed. Academiei RSR, 1986, p. 240—248

[6] — Nipon Kokan Technical Report, decembrie 1972.

[7] F. Lowenheim. Modern Electroplating. SUA Electrochemical Society, p. 87—152

[8] Colectiv ICPPAM. Propunere de invenție. Procedeu de cromare

[9] Colectiv ICPPAM. Propunere de invenție. Procedeu de tratare electrochimică

OȚELUL RAPID RP 10 TRATAT TERMIC LA TEMPERATURI JOASE. ASPECTE FAZICE, CARACTERISTICI MECANICE ȘI DE EXPLOATARE

Dr. ing. V. Bulancea, dr. ing. I. Alexandru
Ing. D. Bulancea
Institutul Politehnic Iași

C.Z.: 621.785.669.14.018.252.3

Introducere

Orice criză energetică, de materiale și materii prime, impune crearea unor materiale noi cu caracteristici care să ridice performanțele produselor și aplicarea unor tehnologii care să scurteze ciclul de fabricație. Aceasta a fost și rațiunea introducerii în standard a unor oțeluri rapide noi, RP 9 și RP 10, oțeluri complex aliate cu elemente deficitare în cantități mici. Dar, apelînd la posibilitățile largi, avantajoase, pe care le creează diversificarea tratamentelor termice, se poate obține un complex de proprietăți tehnologice și de utilizare mult mai bine adaptat la condițiile de fabricație și de lucru ale produsului respectiv. Astfel, prin tratarea la temperaturi joase (negative) a oțelurilor rapide RP 9 și RP 10, se pot obține caracteristici comparabile și chiar superioare oțelului RP 3.

Cercetări experimentale

Considerăm oțelul rapid RP 10, STAS 7382—80, căruia i s-au aplicat variantele de tratament termic expuse în figura 1 și tabelul 1.

Încălzirea pentru călire s-a făcut în trei trepte cu o menținere în prima și a doua treaptă de 20 s/mm, iar în ultima treaptă (finală) de 8 s/mm grosime. Răcirea pentru călire s-a efectuat în ulei pînă la 120—200°C și apoi în aer liniștit. Menținerile la temperaturile de revenire și la temperaturile sub 0°C au fost de 60 minute. Răcirile la — 70°C s-au realizat într-un amestec de acetonă și CO_2 solid cu o treaptă de menținere la — 40°C.

Pentru realizarea temperaturii de — 120°C s-a utilizat o instalație de laborator cu absorbție, ce utilizează agentul criogenic preparat în

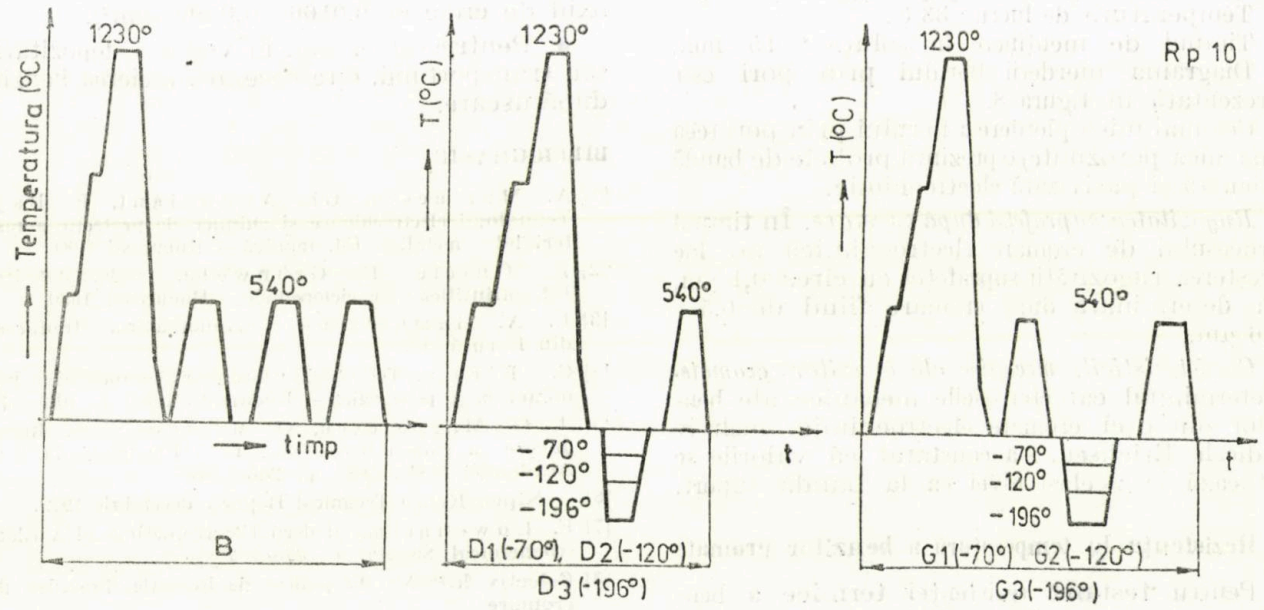


Fig. 1. Cicluri de tratament termic aplicate oțelului Rp 10
Fig. 1. Heat treatment cycles for the Rp 10 steel

Tabelul 1

Variante de tratament termic cercetate

Table 1

Investigated heat treatment alternatives

Varianta de t.t.	Ciclul de tratament termic
B	Călire 1230°C/ulei + 3 reveniri 540°C aer;
D_1	Călire 1230°C/ulei + răcire — 70°C + revenire 540°C/aer
D_2	Călire 1230°C/ulei + răcire — 120°C + revenire 540°C/aer
D_3	Călire 1230°C/ulei + răcire — 196°C + revenire 540°C/aer
G_1	Călire 1230°C/ulei + revenire 540°C/aer + răcire — 70°C + revenire 540°C/aer
G_2	Călire 1230°C/ulei + revenire 540°C/aer + răcire — 120°C + revenire 540°C/aer
G_3	Călire 1230°C/ulei + revenire 540°C/aer + răcire — 196°C + revenire 540°C/aer

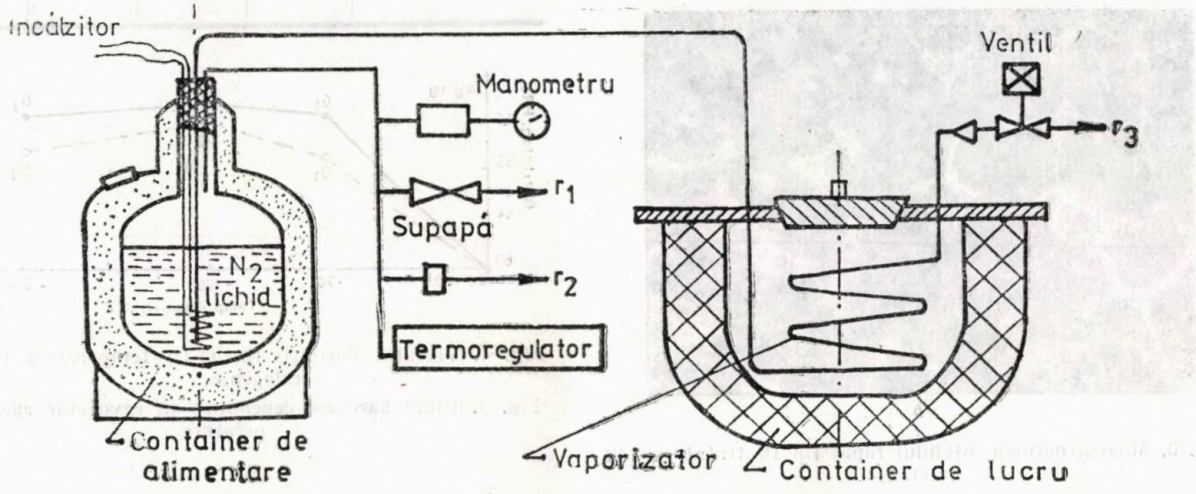


Fig. 2. Criostat de laborator
Fig. 2. Laboratory cryostat

exterior (H_2 lichid) și un agent purtător de frig (figura 2). Răcirea la — 196°C s-a realizat într-un vas tip Dewar cu N_2 lichid.

Rezultate experimentale

Cercetări micrografice

Cercetările micrografice reliefează transformările specifice oțelurilor rapide tratate termic. Studiul metalografic efectuat cu ajutorul unui microscop metalografic Neophot 2 la 500 : 1 relevă pentru varianta clasică B o structură caracteristică formată din carburi primare și secundare înglobate într-o masă de martensită de revenire și austenită reziduală cu un grad accentuat de neuniformitate.

Variantele criogenice dezvăluie o uniformizare a structurii, o creștere a cantității de carburi fin disperse, creșterea cantității de martensită și micșorarea cantității de austenită reziduală în comparație cu varianta B.

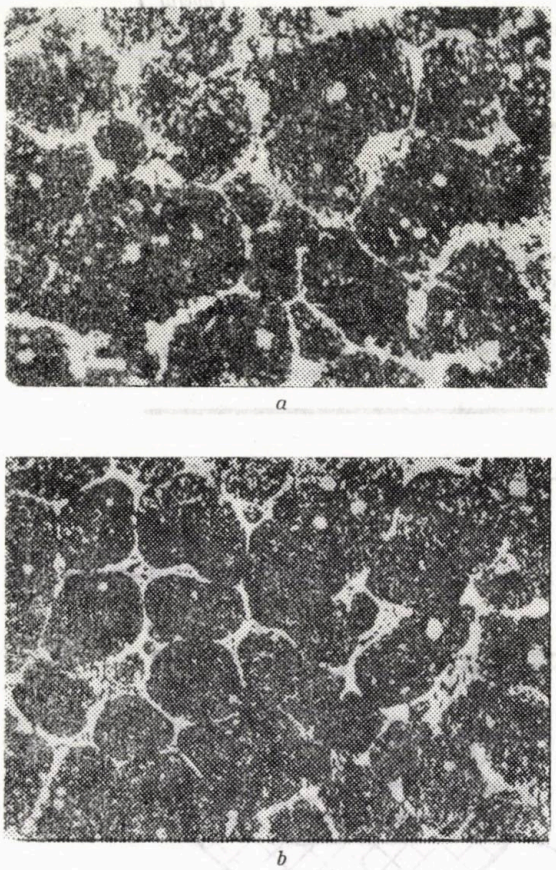
În cazul variantei G_3 — răcire criogenică la — 196°C între două reveniri — se evidențiază o structură cu un grad accentuat de uniformitate. Diferențele relevante între varianta clasică și cele criogenice sînt prezentate în figura 3.

Cercetări fazice

Unul din atributele fundamentale de calitate ale unui material este și compoziția fazică. În special în cazul oțelurilor înalt aliate, raportul dintre martensită și austenita reziduală este foarte important în îmbunătățirea unor caracteristici de exploatare ale produselor.

Raționea oricărui tratament termic aplicat sculelor așchietoare este ca austenita reziduală să fie cît mai mică în scopul creșterii fiabilității în exploatare. Desigur, nu toate produsele trebuie să posede o cantitate minimă de austenită reziduală ; există produse la care este chiar indicată o anumită cantitate de austenită reziduală pentru o anumită tenacitate la temperatura ambiantă sau de exploatare.

Posibilitățile de micșorare a austenitei reziduale din oțelurile călite sînt multiple, însă nici un procedeu nu asigură eliminarea totală a



a

b

Fig. 3. Microstructurile oțelului rapid Rp 10 tratat termic (500 : 1):

a) clasic; b) la temperaturi joase (D_1)

Fig. 3. Microstructure of Rp 10 heat treated rapid steel (500 : 1); treatment:

a) clasic; b) low temperature (D_1)

acestui constituent structural. Tratamentul termic criogenic aplicat imediat după călire sau după o revenire este unul din procedeele cele mai eficace.

Compoziția fazică a oțelului rapid RP 10 tratat după variantele afișate în figura 1 a fost determinată pe un difractometru DRON 3M. Fazele, determinate cu ajutorul relațiilor lui Maeder, sînt determinate procentual și prezentate sintetic în tabelul 2.

Analizînd datele din tabelul 2 se observă că toate variantele criogenice dezvăluie cantități de austenită reziduală mult inferioare variantei clasice (B).

Mai trebuie menționat că răcirea criogenică între două reveniri nu modifică spectaculos tabloul fazelor recunoscute. Cantitățile de austenită reziduală scad în limita a 1...2% față de variantele D, iar martensita suferă un proces mai accentuat de detensionare.

Mai putem observa că răcirea la —120°C sau —196°C nu realizează procente deosebite față de răcirea la —70°C.

Tabelul 2

Compoziția fazică și duritatea oțelului Rp 10

Table 2

Phase constituents and hardness of Rp 10 steel

Varianta de tratament termic	Faze cristaline identificate, %			Duritatea HRC
	A	M	C	
B	14,66	65,33	20,00	62,90
D_1	7,50	75,29	17,13	65,30
D_2	6,80	82,75	10,34	66,13
D_3	3,90	73,04	23,00	65,40
G_1	5,10	80,25	14,58	66,16
G_2	4,60	9,48	15,89	66,50
G_3	3,82	79,94	16,22	66,13

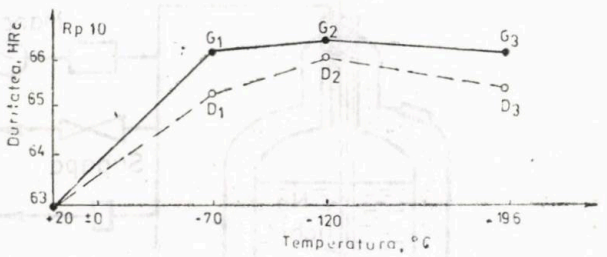


Fig. 4. Variația durității finale cu temperatura mediului criogenic

Fig. 4. Final hardness depending on cryogenic agent temperature

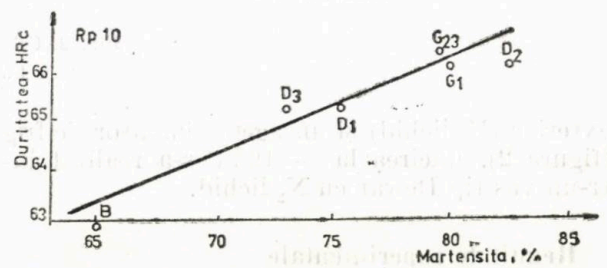


Fig. 5. Variația durității în funcție de cantitatea de martensită din oțelul rapid Rp 10 tratat termic la temperaturi sub 0°C

Fig. 5. Hardness variation depending on martensite traction in Rp 10 rapid steel, after heat treatment under 0°C

Cercetări de duritate

Duritatea, o caracteristică ce dă indicații imediate, dar nu cele mai complete asupra reușitei unei prelucrări termice, este superioară pentru toate variantele criogenice, ea fiind mai mare cu 2,4 pînă la 3,6 unități HRC. Variația durității cu tipul de tratament termic și cu temperatura mediului de răcire criogenic este prezentată în figura 4 și tabelul 2.

Cercetările de duritate se află în consens cu cele difractografice. Pe măsură ce cantitatea de martensită crește în oțelul rapid RP 10, crește și duritatea (figura 5).

Şi între cantitatea de austenită reziduală din oţelurile călite şi duritate există o dependenţă continuă (scade cu creşterea cantităţii de austenită reziduală), conform figurii 6.

Comparînd curbele de variaţie a uzurii în timp după diverse prelucrări termice, rezultă variaţii ale uzurii mult mai mici pentru variantele de tratament termic care au inclusă răci-

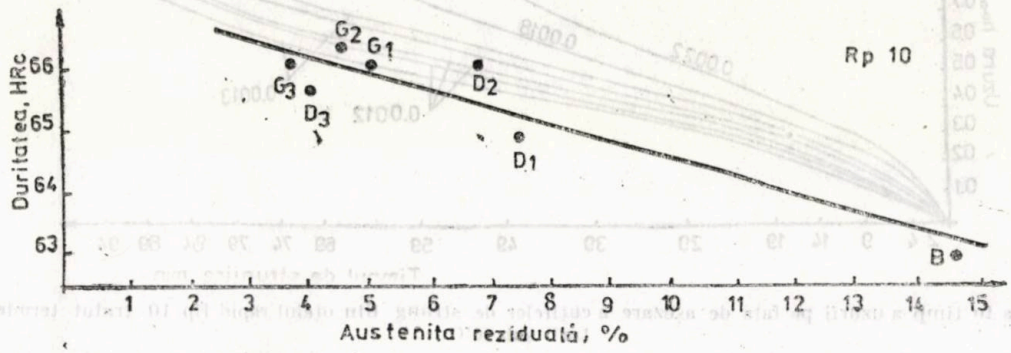


Fig. 6. Variaţia durităţii în funcţie de cantitatea de austenită reziduală din oţelul rapid Rp 10 tratat termic la temperaturi sub 0°C

Fig. 6. Hardness variation depending on residual austenite fraction in Rp 10 rapid steel, after treatment under 0°C

Totuşi, variaţia strictă a durităţii cu martensita şi austenita reziduală prezintă unele maxime şi minime, ceea ce ne dovedeşte că duritatea este o funcţie complexă ce depinde de cantitatea de austenită reziduală, de gradul de detensionare al martensitei. precum şi de prezenţa, forma, mărimea şi gradul de distribuţie al carburilor.

Cercetări de durabilitate

Dintre proprietăţile care definesc calităţile aşchietoare ale unui oţel de scule, durabilitatea prezintă cel mai mare interes, valorile ei fiind decisive în stabilirea prelucrării termice optime.

Cercetarea s-a efectuat pe cuţite de strung drepte cu geometria părţii aşchietoare conform STAS 12048/2—84. Durabilitatea s-a evaluat în minute scurse pînă la apariţia uzurii critice pe faţa de aşezare h_α, folosindu-se criteriul de durabilitate 0,8 mm. Cuţitele, cîte 3 de fiecare variantă, au fost supuse unui regim de aşchiere de degroşare: n = 100 rot/min; t = 2,5 mm; s = 0,2 mm/rot; v = 32,67 m/mm la un diametru D = 104 mm, materialul de aşchiat fiind OLC 50.

Evoluţia în timp a uzurii pe faţa de aşezare (h_α) şi valorile durabilităţii (T), măsurate pe cuţitele de strung, cu o precizie de 0,001 mm sînt prezentate în tabelul 3.

Curbele de evoluţie în timp a uzurii pe faţa de aşezare a cuţitelor de strung, tratate termic după variantele de tratatment termic din figura 1, sînt relevate în figura 7. Alura curbelor de uzură păstrează forma generală de variaţie a uzurii în timp: o perioadă iniţială în care uzura creşte rapid, urmată de o periodă în care uzura creşte liniar şi în final apariţia uzurii catastrofale care scoate cuţitul din folosinţă.

Tabelul 3

Durabilitatea şi uzura pe faţa de aşezare a cuţitelor din oţel Rp 10 tratat termic

Table 3

Service life and wear on relief side for turning knives made in test treated Rp 10 steel

Timpul, min	Uzura pe faţa de aşezare, h_α, mm						
	B	D_1	D_2	D_3	G_1	G_2	G_3
2	0,082	0,065	0,055	0,065	0,051	0,028	0,026
4	0,150	0,144	0,075	0,092	0,096	0,035	0,110
9	0,300	0,234	0,175	0,200	0,205	0,150	0,231
14	0,328	0,259	0,210	0,238	0,260	0,180	0,283
19	0,400	0,320	0,280	0,284	0,311	0,242	0,308
29	0,510	0,410	0,350	0,361	0,382	0,305	0,358
39	0,625	0,531	0,456	0,482	0,515	0,420	0,406
49	0,712	0,670	0,525	0,533	0,580	0,475	0,450
59	0,950	0,730	0,580	0,603	0,630	0,528	0,515
69	—	0,874	0,620	0,680	0,700	0,613	0,560
74	—	—	0,659	0,720	0,760	0,630	0,600
79	—	—	0,691	0,740	0,823	0,672	0,652
84	—	—	0,762	0,808	—	0,740	0,680
89	—	—	0,880	—	—	0,831	0,760
94	—	—	—	—	—	—	0,851
T*)	52′	65′	86′	84′	77′	87′	92′

*) *Obs.* T — durabilitatea, min

rea la temperaturi sub 0°C, faţă de varianta de tratament termic clasic (B), fapt ce poate fi explicat prin aportul suplimentar de martensită şi prezenţa unui număr mai mare de carburi fin disperse.

Variantele D_2, G_2 şi G_3 se desprind ca fiind variante optime de tratament termic la temperaturi criogenice, ce asigură uzuri minime şi durabilităţi maxime.

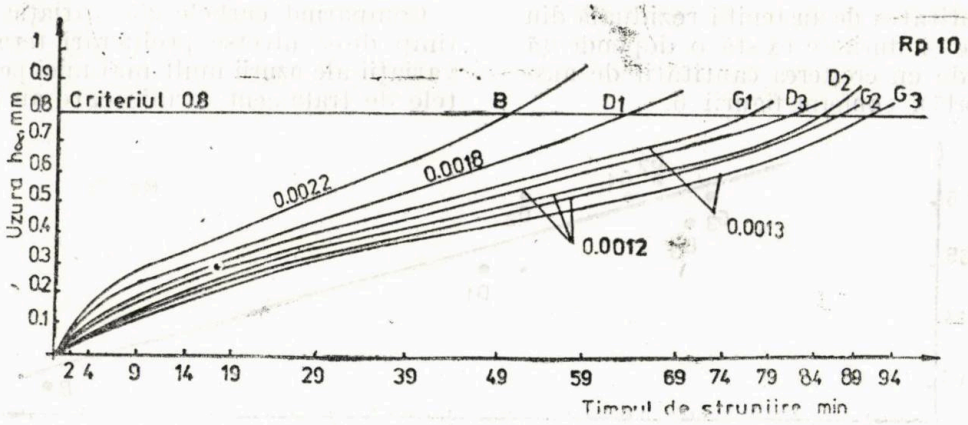


Fig. 7. Evoluția în timp a uzurii pe fața de așezare a cuțitelor de strung din oțelul rapid Rp 10 tratat termic la temperaturi sub 0°C

Fig. 7. Wear evolution in time on relief side of turning knife made in Rp 10 rapid steel after a heat treatment under 0°C

Dependența uzurii pe fața de așezare a cuțitelor de strung de diametrul mediu al carburilor, determinat la microscopul cantitativ cu televiziune Quantimet 720, rezultă din figura 7; cu cît diametrul mediu este mai mic, cu atît și uzura cuțitelor este mai mică. Creșterile de durabilitate se situează între 25% (var. D_1) și 77% (var. G_3).

Concluzii

Posibilitatea utilizării tratamentelor termice la temperaturi joase la oțelul rapid RP 10 relevă următoarele concluzii :

– Omogenitate și uniformitate structurală, o creștere a cantității de carburi fin disperse, o creștere a cantității de martensită, o micșorare a cantității de austenită reziduală în variantele criogenice G_2 și G_3, caracteristici foarte importante pentru obținerea unor proprietăți așchietoare superioare.

– Creșterea durității cu creșterea cantității de martensită confirmă rezultatele din literatura de specialitate.

– Variantele criogenice ale prelucrărilor termice imprimă o compoziție fazică adecvată unor caracteristici fizico-mecanice și de exploatare superioare variantei clasice.

– Prin aplicarea tratamentelor termice sub 0°C s-au obținut creșteri importante ale durabilității față de tratamentul termic clasic, lucru de o însemnătate esențială în condițiile actuale de reducere a consumurilor de materiale, materii prime și energie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ailincăi, Gh., Alexandru, I., Bulancea, V., Baciu, C. *Tratamentul termic criogenic — mijloc de reducere a consumului de materiale și a celui energetic în construcția de mașini.* Metalurgia, nr. 5, București, 1986

[2] Bulancea, V., Alexandru, I. *Treatments below 0°C applied to alloyed steels for cold flow tools.* Buletinul Institutului Politehnic Iași, fasc. 1—2, 1989

[3] Dreger, D. *The Promise of Cryogenic Processing, Machine Design*, vol. 53, nr. 2, SUA, 1981

[4] Maeder, G., Raman, Y., Barralis, G. *Dosage par radiocristallographie X de l'austenite residuelle des aciers 16NCD13 cementés.* Rev. Met. 5/1975

Revista revistelor

CLORNALA METALLURGHIIA, CERMETINFORMAȚIIA, C.S.I., 1992. nr. 1

— Perfecționarea bateriilor de cocsificare, pe plan mondial, p. 3

— Desilicierea fontei în hala de turnare a furnalului, pe plan mondial, p. 15

— Mijloace și sisteme de apreciere a stării termice a utilajului minier și metalurgic, p. 23

— Utilaje și tehnologie pentru perforarea continuă a segmentului raclor de ulei, p. 29

— Laminarea benzilor pe laminorul 2500 fără încălzirea sleburilor în cuptoare cu vatră pășitoare, p. 30

— Influența stratului de carburat asupra calității suprafeței șinelor, p. 33

— Experiența utilizării instalațiilor automatizate de control nedistructiv al calității produselor de metal, în întreprinderile concernului Metallurgprom, p. 36

— Atestarea tehnologiei de elaborare în convertizor a oțelului cu privire la influența asupra mediului înconjurător, p. 42

— Epurarea profundă a apelor reziduale de combinațiile cromului cu șase valențe pe baza extracției cu membrană, p. 44

INFLUENȚA DEFORMĂRII PLASTICE LA RECE ASUPRA COMPORTĂRII LA COROZIUNE ÎN SOLUȚII APOASE A OȚELULUI INOXIDABIL 18-8

Conf. dr. ing. Simona Zamfir
As. ing. Ruxandra Vidu — Universitatea „Politehnica" București

C.Z. : 539.374.620.'93

Introducere

Oțelurile inoxidabile își datorează proprietatea de bază—rezistența la coroziune în diferite medii—fenomenului de pasivare bazat pe formarea unui film protector la suprafața produselor. Acest film protector, un oxid în cele mai multe cazuri, este extrem de stabil și se conservă timp îndelungat în medii foarte diferite. El modifică esențial comportarea electrochimică a oțelului, în sensul că încetinește foarte mult procesul de ionizare în contact cu mediile corosive umede, considerate ca electroliți.

Starea de pasivare a oțelurilor cu crom se obține atunci cînd conținutul de crom depășește valoarea de 12%, considerată ca minimă (concentrație la care oțelul, în funcție de conținutul de carbon, este feritic sau martensitic). Alierea suplimentară cu nichel sau elemente gamagene echivalente duce la formarea unei structuri austenitice, suprimînd formarea structurilor martensitice sau feritice în oțelurile cu crom.

Rezistența la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice este foarte bună cînd prezintă o singură fază și sînt în stare omogenă. În soluțiile acide, coroziunea este în general uniformă, exceptîndu-se cazul cînd există o orientare a grăunților și posibilitatea de apariție a coroziunii în puncte. Coroziunea în puncte sau coroziunea localizată este destul de rară în oțelurile corect tratate în soluții acide, dar în anumite cazuri poate fi observată. În soluții neutre sau alcaline, orice formă de coroziune este totuși inițiată prin puncte, iar consecințele pot fi serioase. Principalele forme de coroziune întîlnite la aceste oțeluri sînt însă coroziunea intercristalină și coroziunea fisurantă.

Lucrarea de față are ca scop studiul influenței deformării plastice la rece asupra comportării la coroziune a unui oțel inoxidabil de tip 18—8. În acest scop au fost efectuate cercetări microscopice, de microscopie electronică prin transmisie, determinări ale caracteristicilor mecanice, determinări ale comportării la coroziune prin trasarea curbelor de polarizare.

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjei de oțel 5NC180 cercetat

Table 1

Chemical analysis of tested steel

Sortul	Compoziția chimică, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	S + P
5NC180	0,046	0,07	0,53	17,66	8,43	0,014	0,02	0,034

Date experimentale și rezultate

Cercetările experimentale au fost efectuate pe un oțel inoxidabil austenitic tip 18—8 nestabilizat, a cărui compoziție este dată în tabelul 1. După efectuarea tratamentului de

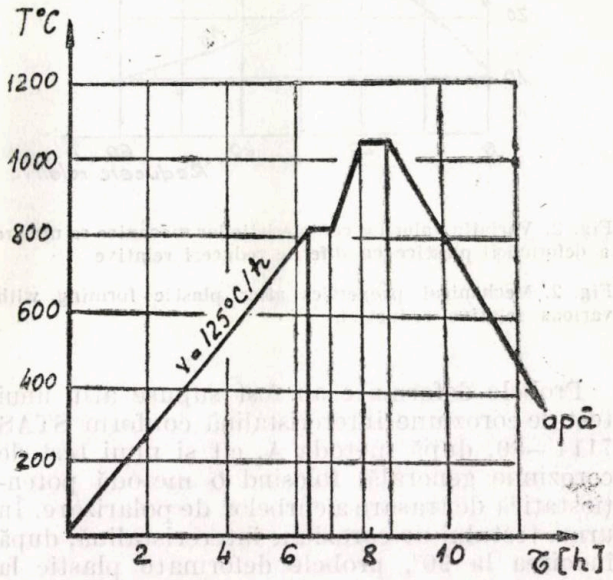


Fig. 1. Ciclul de tratament termic de călire de punere în soluție a platbandelor din oțelul cercetat

Fig. 1. Solution treatment cycle for investigated steel strip

călire de punere în soluție la temperatura de 1050 °C, cu răcire în apă, conform ciclului din figura 1, probele au fost deformate plastic la rece prin mai multe treceri, cu reduceri totale de 20, 40, 60%. Pe probele astfel tratate, s-au efectuat determinări ale caracteristicilor mecanice, variația acestora fiind prezentată în figura 2. O analiză sumară a acestor rezultate arată faptul că, o dată cu creșterea gradului de deformare, cresc caracteristicile de rezistență, în timp ce alungirea și gîtuirea variază în sens invers.

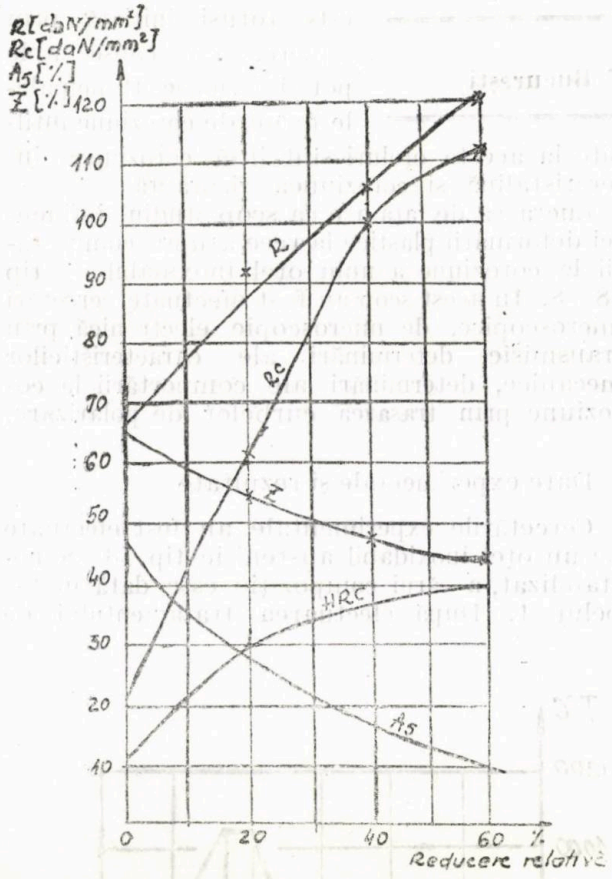
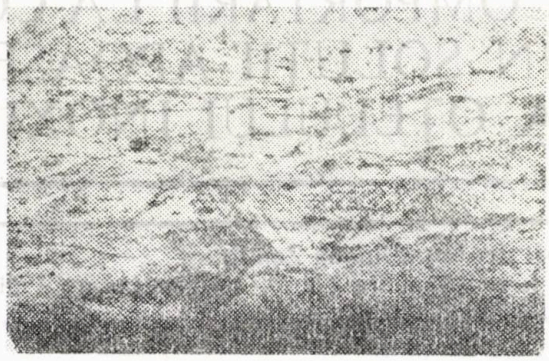


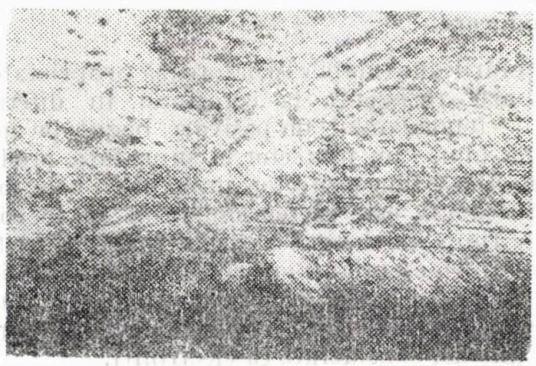
Fig. 2. Variația valorilor caracteristicilor mecanice ca urmare a deformării plastice cu diferite reduceri relative

Fig. 2. Mechanical properties after plastic forming with various relative reductions

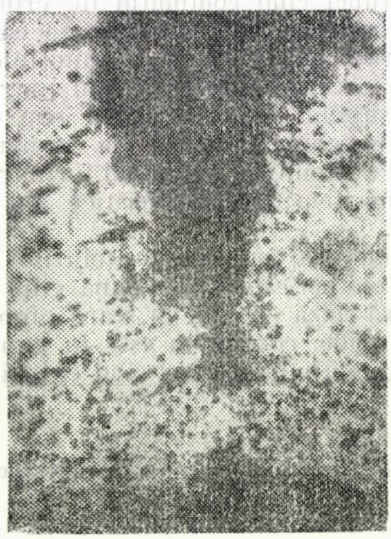
Probele deformate au fost supuse atît unui test de coroziune intercristalină conform STAS 7114—80, după metoda A, cît și unui test de coroziune generală, folosind o metodă potențiostatică de trasare a curbelor de polarizare. În urma testului de coroziune intercristalină, după îndoirea la 90°, probele deformate plastic la rece cu un grad de deformare de 60% s-au fisurat puternic. Este de remarcat faptul că probele deformate plastic la rece cu grade de deformare mai mici de 60% au rezistat încercării de îndoire (fig. 3). În figura 4, sînt prezentate curbele de polarizare trasate pentru probele deformate plastic la rece cu cele trei grade totale de reducere (20, 40, 60%), din analiza cărora se constată prezența a trei por-



a



b



c

Fig. 3. Aspecte microscopice ale probelor testate la coroziune intercristalină:
a) — grad de reducere: 20%; b)— grad de reducere: 40%; c) — grad de reducere: 60%

Fig. 3. Microscope images of intercrystalline corrosion test pieces
a) 20% reduction ratio; b) 40% reduction ratio; c) 60% reduction ratio;

ţiuni : prima zonă indică desfăşurarea procesului activ, cea de-a doua se caracterizează printr-o variaţie puternică a intensităţii curentului cu potenţialul şi cea de-a treia zonă, ce apare la valori ale potenţialului de aproximativ 300 mV şi o valoare a intensităţii curentului de 10^{-5} A/cm² (valori care depind de gradul de deformare) şi care indică apariţia coroziunii în puncte.

Pentru a explica aceste rezultate, s-au efectuat studii microstructurale ale căror detalii vor fi prezentate în continuare.

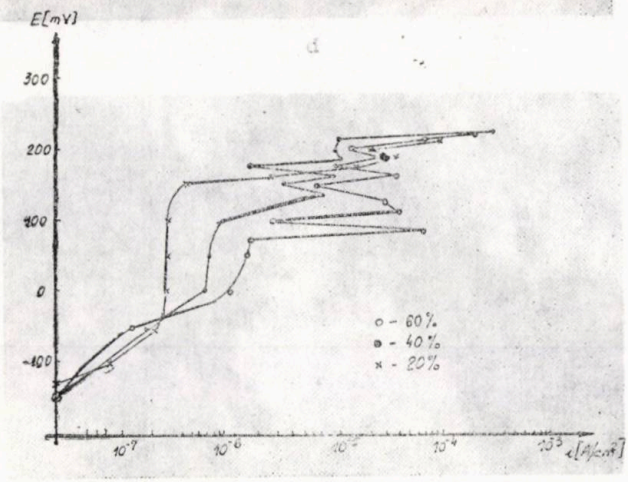


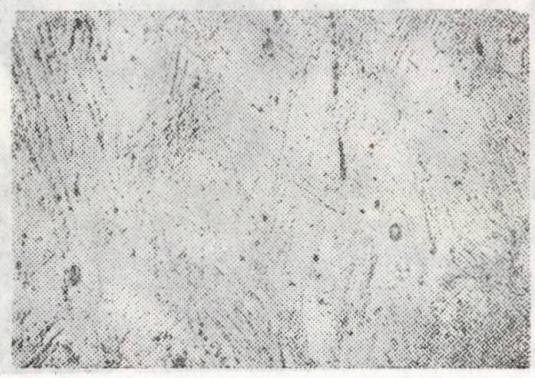
Fig. 4. Curbele de polarizare pentru probele deformate plastic la rece

Fig. 4. Polarisation curves for cold worked test pieces

Discutarea rezultatelor

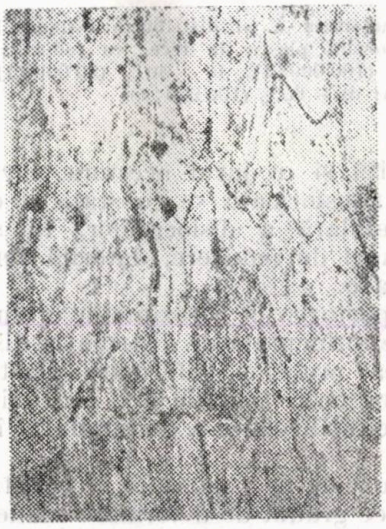
În structura oţelului inoxidabil de tip 18—8 deformat, apar în primul rînd modificări legate de ecruisarea mecanică propriu-zisă şi în al doilea rînd, modificări datorate ecruisării fazice ce însoţesc transformarea parţială a austenitei în martensită, transformări specifice acestor oţeluri. Studiul la microscopul optic (fig. 5) pune în evidenţă un număr mare de sisteme de alunecare la grade mici de deformare şi prezenţa unor alunecări deviate, precum şi formarea unei cantităţi de martensită. De asemenea, se constată o alungire a grăunţilor în direcţia de deformare, mai evidentă la deformări mari.

Observaţiile efectuate la microscopul electronic concordă cu cele efectuate prin microscopie optică, aducînd însă şi o serie de elemente noi. Din compararea micrografiilor prezentate în figura 6, rezultă prezenţa unei cantităţi mai mari de martensită o dată cu creşterea gradului de deformare, precum şi a zonelor de austenită rămasă netransformată. Se observă clar că acele de martensită sînt aşezate în pachete paralele, acele fiind însă mai mici la grade mai mari de reducere. Este cunoscut faptul că în urma deformării plastice are loc o creştere a densităţii de dislocaţii.



a

b

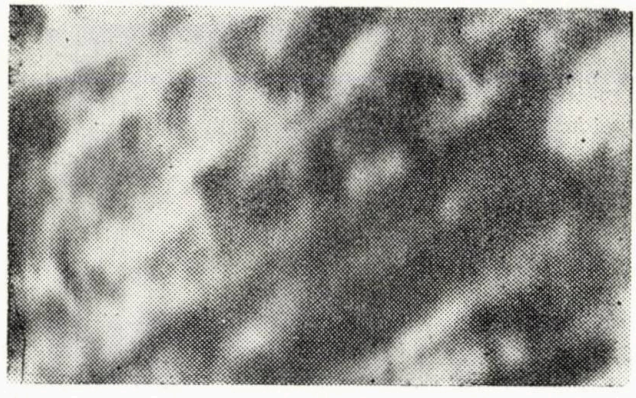


c

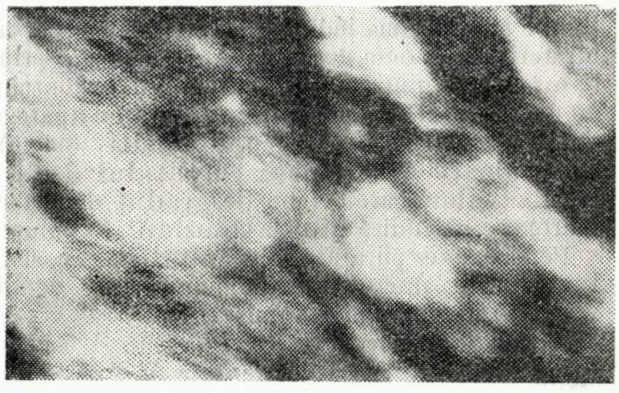
Fig. 5. Aspecte microstructurale ale probelor deformate plastic la rece, cu un grad total de reducere de : a) 20%; b) 40%; c) 60%

Fig. 5. Microstructure images of cold worked test pieces, for a total reduction ratio of : a) 20% b) 40% c) 60%

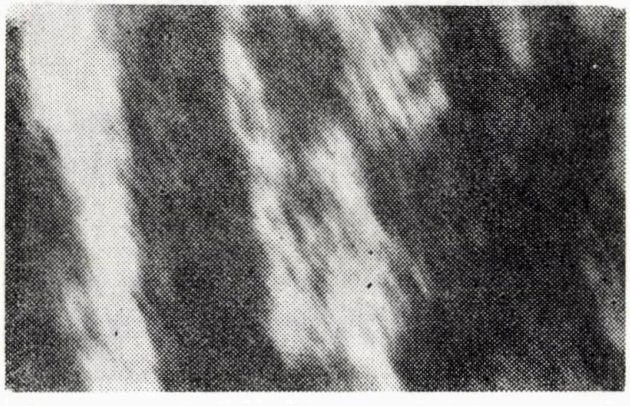
Structura oţelului deformat conţine dislocaţii cu o repartiţie neuniformă, cu o aglomerare a lor pe planele de alunecare. Se observă, de asemenea, o aglomerare de dislocaţii în acele de



a



b



c

d

Fig. 6. Martensita α' și distribuția dislocațiilor în oțelul 18—8 deformat plastic la rece, cu reduceri relative de: a) — 20% (100 000 : 1); b) — 40% (50 000 : 1); c) — 60% (50 000 : 1); d) — 60% (100 000 : 1)

Fig. 6. α' martensite and dislocation distribution in cold worked 18—8 steel for relative reductions of: a) 20% (100.000 : 1); b) 40% (50.000 : 1); c) 60% (50.000 : 1); d) 60% (100.000 : 1)

martensită și în jurul acestora, iar în austenita netransformată se constată o distribuție pseudocelulară a dislocațiilor, în special la grade mari de reducere, datorită fenomenelor de relaxare.

Comportarea la coroziune a oțelului deformat este influențată de distribuția dislocațiilor. Fisurarea probelor deformate plastic cu un grad de reducere total de 60% poate fi datorată și plasticității reduse a materialului în această stare.

Din curbele de polarizare se constată că, pe măsură ce gradul de deformare scade, scade și intensitatea curentului, potențialul fiind aproximativ același pînă în punctul în care apare variația puternică a intensității curentului, punct în care se înregistrează o creștere a potențialului pe măsură ce gradul de deformare scade, obținîndu-se diferențe de ordinul a zecilor de mV. Pe cea de-a treia zonă a curbei de polarizare se constată o intensitate mai mică a proceselor pentru grade de reducere de 40%. Această comportare poate fi explicată printr-o distribuție mai convenabilă a dislocațiilor față de probele deformate cu grade de reducere de 20% și a unei densități de dislocații mai mici față de probele deformate cu 60%.

În concluzie, se poate aprecia că deformarea plastică la rece determină o creștere a caracteristicilor de rezistență și o scădere a caracteristicilor de plasticitate, o dată cu creșterea gradului de reducere, în timpul deformării plastice avînd loc o transformare parțială a austenitei în martensită; comportarea la coroziune a oțelului deformat este strîns legată de distribuția dislocațiilor din material, o distribuție celulară obținută la anumite grade de reducere conferind materialului deformat o bună rezistență la coroziune.

MODEL MATEMATIC DE ABORDARE CINETICĂ A SINTERIZĂRII CU FAZĂ LICHIDĂ

Ing. V. Stana
Ec. A. Sumedrea
ICEM S.A. — București

C.Z.: 621.762.4

INTRODUCERE

Evoluția proceselor de sinterizare se bucură în prezent de o deosebită atenție și abordarea ei este facilitată de utilizarea tehnicii de calcul.

În acest context, conducerea procesului de sinterizare cu fază lichidă ocupă un loc important în obținerea unor materiale performante între care și aliajele dure sinterizate pe baza amestecului cvasibinar WC—Co.

Domeniul sinterizării cu fază lichidă, cu toate etapele ce le implică, a constituit obiectul unor cercetări independente care, prin abordare cinetică și termodinamică, s-au concretizat în obținerea unor rezultate privind evoluția compoziției fazice, a mărimii și distribuției grăunților de fază solidă și a porilor, rolul activatorilor și inhibitorilor și alte procese ce au loc la sinterizare.

Pornind de la necesitatea cunoașterii modificărilor dimensionale micro- și macroscopice la sinterizarea în sistemul WC—Co, în lucrarea de față s-a conceput un model matematic al cineticii sinterizării cu fază lichidă. Modelul analizează influența independentă sau simultană a parametrilor de sinterizare, a compoziției fazice, a dimensiunilor inițiale ale particulelor de pulberi, asupra contracției la sinterizare.

Bazele teoretice ale modelului

Mecanismul sinterizării constă în topirea liantului metalic cu punctul de topire cel mai scăzut, respectiv al cobaltului, topire care generează următoarele fenomene:

— rearanjarea cu deplasarea rapidă a particulelor de carbură sub influența forțelor de tensiune superficială la suprafețele carbură-cobalt topit;
— apropierea dintre centrele particulelor învecinate ca urmare a solubilității ridicate în zonele de contact între particule;
— creșterea particulelor de carbură prin dizolvare-reprecipitare, care are ca bază micșorarea energiei superficiale a sistemului de particule.

Sinterizarea în sistemul WC—Co începe la temperatura de apariție a fazei lichide și anume în jurul temperaturii eutectice de 1300°C, cînd au loc primele deplasări și apropieri între particule de fază solidă.

Faza lichidă (soluție lichidă de WC în Co), care este principala purtătoare a forței motrice de densificare, ocupă treptat porii inițiali dintre particule, producînd contracția în volum a comprimatului.

Fenomenul de apropiere dintre particulele solide prin umectarea suprafețelor acestora de către liantul lichid poate fi studiat și pe zone mici de material, rezultatele fiind reproductibile la scară macroscopică deoarece stările probabile în material ale fiecărei microparticule sau sistem de microparticule pot fi considerate identice din punct de vedere al poziției și orientării spațiale.

Prin urmare, modelul surprinde efectul interacțiunilor dintr-un microsistem format din două particule poliedrice de WC între care se află faza lichidă, asupra contracției liniare după o anumită direcție; transpunerea în domeniu plan a microsistemului este prezentată în figura 1.

Conceperea modelului se bazează pe următoarele premise:

— faza lichidă se consideră a fi formată din Co;

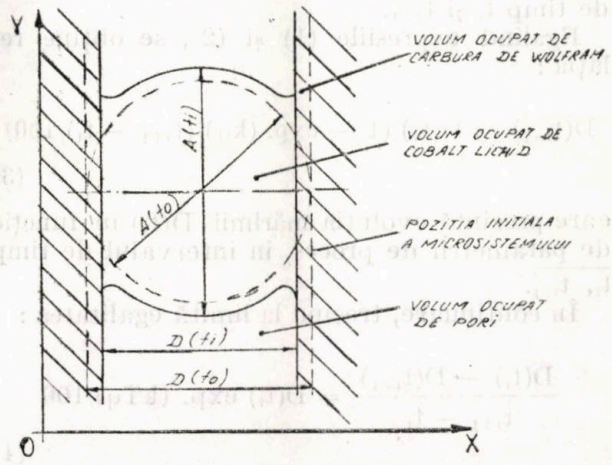


Fig. 1. — Aspectul microsistemului WC—Co la momentele de timp t și t_1. $A(t_1)$ și $D(t_1)$ sînt dimensiunile momentane principale ale microsistemului pe axele Ox și Oy.

Fig. 1. WC—Co microsystem image at t and t_1 time points. $A(t_1)$ and $D(t_1)$ are the main momentary dimensions of the microsystem on Ox and Oy axes.

— forma inițială a particulei lichide este sferică, cu dimensiunea diametrului mediu echivalent Fisher ($A(t_0) = D(t_0)$);
— presiunea de compactizare a amestecului de pulberi se consideră uniformă și constantă;
— sinterizarea are loc izoterm în vid.

Contracția la o anumită temperatură este caracterizată în timp de următoarea evoluție: în primele momente particula sferică are tendința de a se mări după axa *ox* sub influența masei proprii, ceea ce ar duce la creșterea parametrului $D(t_i)$, care reprezintă drumul liber mediu mijlociu.

Datorită activității ridicate a tensiunii superficiale, care se manifestă la interacțiunea lichid-solid, are loc o creștere semnificativă a parametrului $A(t_i)$, determinînd în timp o apropiere permanentă între cele două suprafețe prin umectarea lor de către faza lichidă, deci scăderea parametrului $D(t_i)$.

Întrucît contracția se produce în sens direct cu timpul, se consideră pentru contracția liniară notată cu $C(t_i)$ următoarea expresie:

$$C(t_{i+1}) = \exp.\ (kTq)\ (t_{i+1} - t_i) \quad (1)$$

unde:
k este constanta cinetică de proces;
T — temperatura de sinterizare;
q — concentrația de cobalt;
$(t_{i+1} - t_i)$ — intervalul de timp.

În urma evoluției parametrului $D(t_i)$, contracția $C(t_i)$ se mai poate exprima astfel:

$$C(t_{i+1}) = (D(t_i) - D(t_{i+1}))/D(t_i) \quad (2)$$

Mărimile $D(t_i)$ și $D(t_{i+1})$ reprezintă drumul liber mijlociu între cele două suprafețe la momentele de timp t_i și t_{i+1}.

Egalînd expresiile (1) și (2), se obține relația:

$$D(t_{i+1}) = D(t_i)\ (1 - \exp.\ (kq)\ (t_{i+1} - t_i)/100) \quad (3)$$

care prezintă evoluția mărimii $D(t_i)$ în funcție de parametrii de proces, în intervalul de timp t_i, t_{i+1}.

În continuare, trecînd la limită egalitatea:

$$\frac{D(t_i) - D(t_{i+1})}{t_{i+1} - t_i} = D(t_i) \exp.\ (kTq)/100 \quad (4)$$

rezultă ecuația diferențială:

$$-\frac{D'(t_i)}{D(t_i)} = \exp.\ (kTq)/100, \quad (5)$$

care după integrare are forma:

$$D(t_i) = \alpha \exp.\ (-t_i \exp.\ (kTq)/100) \quad (6)$$

Constanta de integrare α se determină din următoarea condiție la limită:

$$\alpha = \lim_{t_i \to t_0} D(t_i) = D(t_0)$$

unde t_0 este momentul de timp la care se raportează un fragment din proces.

Rezultă în final expresia evoluției mărimii $D(t_i)$, a cărei formă finală este:

$$D(t_i) = D(t_0) \cdot \exp.\ (-t_i \exp.\ (kTq)/100) \quad (7)$$

Utilizînd relația (7), se pot explicita parametrii de sinterizare (temperatură, timp), ale căror expresii au forma:

$$t_i = -100 \cdot \ln\ (D(t_i)/D(t_0))/\exp.\ (kTq) \quad (8)$$

$$T = \ln\ (-100 \ln\ (D(t_i)/D(t_0))/t_i)/(k \cdot q) \quad (9)$$

Pentru o abordare completă a modelului cinetic al sinterizării, care implică corelarea simultană a tuturor parametrilor de proces exprimați prin relațiile (2), (7), (8) și (9), a fost conceput un program în limbajul FORTRAN 77.

Aplicații ale modelului și determinări experimentale

Prin atribuirea unei game de valori parametrilor de sinterizare (timp, temperatură), compoziției fazice (conținutul de cobalt) și diametrului mediu echivalent Fisher s-au determinat evoluțiile parametrului D și contracției la sinterizare C.

Pentru a putea corela rezultatele obținute din model cu cele determinate experimental s-au utilizat aceleași valori inițiale ale parametrilor procesului, atît în modelul matematic cît și în experimente.

În cele ce urmează sînt prezentate evoluțiile drumului liber mijlociu mediu D și ale contracției la sinterizare C, obținute în urma aplicării modelului, pentru patru sorturi de pulberi, rezultatele fiind sintetizate în tabelele 1—4.

În vederea stabilirii preciziei modelului s-au efectuat sinterizări în condiții similare de temperatură și timp pe epruvete standardizate (5 × 5 × 35 mm), din cele patru sorturi de amestecuri de pulberi. S-au măsurat contracțiile la sinterizare, acestea rezultînd din media măsurătorilor în plan transversal și longitudinal efectuate pe cinci epruvete pentru fiecare sort în parte. Rezultatele sînt prezentate comparativ în tabelul 5.

Tabelul 1

Sort G50	q = 24,79% Co			D(t_0) = 1,15 μm			T = 1320°C
t_i [ore]	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
D (t_i) [μm]	1,15	1,107	1,064	1,0215	0,978	0,936	0,893
C (t_i) [%]	0	3,73	7,47	11,17	14,96	18,69	22,35

Tabelul 2

Sort G40	q = 19,87% Co		D(t_0) = 5,3 μm		T = 1340°C		
t_i [ore]	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,42	0,5
D(t_i) [μm]	5,3	5,064	4,828	4,592	4,356	4,309	4,120
C(t_i) [%]	—	4,45	8,90	13,36	17,81	18,69	22,26

Tabelul 3

Sort G30	q = 15,1% Co,		D(t_0) = 4,7			T = 1380°C	
t_i[ore]	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,42	0,5
D(t_i) [μm]	4,7	4,491	4,281	4,072	3,863	3,821	3,655
C(t_i) [%]	0	4,45	8,91	13,36	17,82	18,69	22,23

Tabelul 4

Sort K10	q = 6% Co		D(t_0) = 1,05 μm			T = 1410°C		
t_i [ore]	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,66
D(t_i) [μm]	1,05	1,022	0,995	0,967	0,939	0,912	0,884	0,867
C(t_i) [%]	0	2,66	5,23	7,91	10,55	13,18	15,80	17,42

Tabelul 5

q [%]	$D(t_i)$ [μm]	T[C]	t [ore]	C_{model} [%]	C_{exp} [%]
24,79	1,15	1320	0,5	18,69	18,60
19,87	5,3	1340	0,42	18,69	18,57
15,1	4,7	1380	0,42	18,69	18,59
6	1,05	1410	0,66	17,42	17,33

Analizînd rezultatele determinate prin aplicarea modelului se remarcă o scădere continuă a drumului mediu liber mijlociu datorită acțiunii tensiunilor superficiale și a altor factori, reprezentați în model prin constanta cinetică de proces k, fenomen întîlnit și în practică.

Acest fenomen conduce la contracția materialului în funcție de timp și temperatură, simultan cu micșorarea treptată a volumului porilor intergranulari. Fizice, contracția se desfășoară pînă cînd densitatea materialului supus procesului de sinterizare atinge densitatea optimă caracteristică fiecărui sort, în acest caz contracția avînd o valoare maximă admisibilă.

În urma experimentărilor de sinterizare în condiţii de temperatură şi timp regăsite în model, s-au determinat valorile contracţiei liniare corespunzătoare proprietăţilor fizico-mecanice optime, caracteristice fiecărui sort. Analizînd valorile experimentale ale contracţiei, se poate aprecia că acestea sînt similare cu cele din model în intervalul de timp 0,4—0,7 ore.

Este posibil ca evoluţia teoretică a contracţiei să difere de evoluţia experimentală, în special în prima parte a sinterizării, lipsa unor date experimentale neputînd confirma deocamdată acest aspect. Diferenţa se diminuează însă treptat pînă la anularea acesteia în ultima parte a sinterizării.

Depăşirea parametrilor de sinterizare care asigură obţinerea proprietăţilor optime poate conduce fie la migrarea liantului metalic din interiorul materialului spre exterior şi chiar pierderea prin evaporare, fie la fenomenul de coalescenţă a grăunţilor de WC apreciate ca fenomene nedorite la sinterizare.

Concluzii

Abordarea cinetică a sinterizării cu fază lichidă a necesitat conceperea unui model matematic. Acest model studiază evoluţia contracţiei la sinterizarea în sistemul cvasibinar WC—Co în funcţie de parametrii de proces şi de caracteristicile amestecurilor de pulberi. Verificarea modelului în cadrul lucrării s-a efectuat în intervalul de timp 0,4—0,7 ore pe mai multe sorturi de pulberi şi a condus la determinarea evoluţiei contracţiilor avînd valori similare cu cele determinate experimental.

Modelul oferă posibilitatea tratării din punct de vedere cinetic a sinterizării unei game largi de amestecuri de pulberi cvasibinare în diferite domenii de temperatură şi timp, putînd fi extins şi la amestecurile de pulberi cvasiternare.

Pentru o procesare rapidă modelul a fost transpus într-un program pe calculator în limbajul de programare FORTRAN 77, care va fi prezentat într-o lucrare separată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Masuda Y., Watanabe R. *Ostwald ripening processes in the sintering of metal powders.* Sintering Processes, Plenum Press, New York, 1980, vol. 13, pag. 3—22.

[2] Huppmann W. S., Petzow G. *Particle rearrangement during liquid phase sintering of several carbide — metal combinations*, Modern developments in powder metallurgy, Metal Powder Industries Federation, New York, 1977, vol. 9, pag. 77—89.

[3] Romanova N. ş.a. *Sintered metal carbides*, Mir publishers, Moscow, 1970.

[4] Huppmann W. J., Petzow G. *The elementary mechanisms of liquid phase sintering.* Sintering Processes, Plenum Press, New York, 1980, vol. 13, pag. 189—202

[5] Kingery W. D. In: Journal Appl. Physics, Nr. 30, 1959, pag. 301.

[6] Halanay A., *Ecuaţii diferenţiale.* Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1976.

[7] Valter O., Prepeliţă M. *Matematici speciale.* Editura didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1980.

Revista revistelor

STAHL UND EISEN, *Germania, nr. 8, 1992*

— Liberalizarea pieţei europene de gaz şi energie electrică. Un pas important către desăvîrşirea pieţei interne, p. 33

— Optimizarea cuptoarelor de reîncălzire a laminorului de benzi late la cald de la Krupp Stahl AG, p. 41

— Conducerea prin calculator de proces la diferite tipuri de cuptoare si diferite geometrii ale materialelor încălzite, p. 47

— Materiale refractare pentru construcţia furnalului şi pentru oalele torpedo, p. 55

— Experimentări pentru alegerea prafurilor de turnare la turnarea continuă a bramelor, p. 61

— Model al procesului de aglomerare pentru reglarea vitezei maşinii de aglomerare, p. 69

— Condiţii fizice în domeniul zonei coezive a furnalului. Partea I: baze şi modele, p. 73

— Prelucrarea materialelor reziduale din industria siderurgică, p. 83

— Zgurile din siderurgie — materiale de construcţie acceptabile pentru mediul înconjurător, p. 89

— Determinarea conţinutului de carbon cu un spectrometru mobil, p. 95

— Sarcini şi şanse ale gospodăririi fierului vechi reciclat, p. 101

ACTIVITATEA DE MANAGEMENT ÎN PRODUCȚIE ÎN CONTEXTUL CONCURENȚEI MONDIALE*

J. E. Van Buuren

Scopul acestei lucrări este de a explica un sistem prin care poate fi acordată asistență industriei siderurgice din țările Europei de Est pentru a reduce diferența care există între aceste țări și țările vest-europene în ceea ce privește conducerea producției în mod competitiv. Se consideră că activitatea de asistență va fi stimulată de ambele părți, atît de industria oțelului din țările est-europene cît și de cea din țările membre ale C.E.E.

După o descriere a ceea ce se consideră a fi principalele probleme ale țărilor din Europa de Est referitoare la activitatea de management, vor fi explicate sistemul de asistență și domeniile funcționale care trebuie acoperite în vederea atingerii scopului final : reducerea diferenței menționate anterior.

Probleme principale

Principalele probleme actuale care se ridică în țările din Europa de Est în ceea ce privește activitatea de management în producție sînt în mare măsură determinate de condiții externe :

— Evoluția pieței oțelului : de exemplu, creșteri ale cantității, gamei de produse și calității ca urmare a trecerii de la o economie planificată centralizat spre o economie de piață.

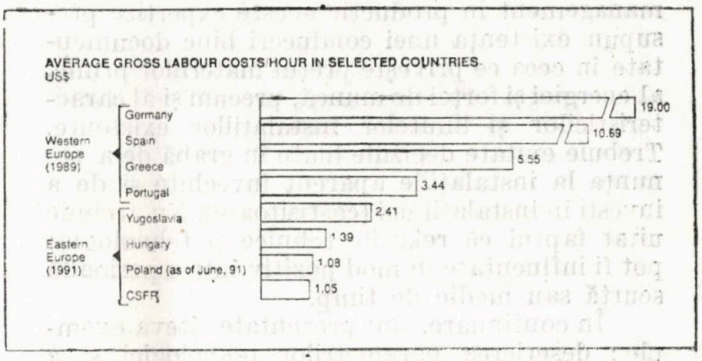
— Restricții guvernamentale actuale și, în în special, de perspectivă referitoare la protecția mediului înconjurător ; aceste restricții vor duce la norme mai stricte privind emisiile de SO_2, praf, metale grele, substanțe aromatice etc.

— Energia — creșterea prețului se datorește trecerii la prețurile practicate la scară mondială pentru importurile de energie.

Evoluția relațiilor de muncă va influența într-o măsură mult mai mică activitatea de management în producție. Comparativ cu standardele vest-europene, costul manoperei este foarte redus și acest avantaj, deși în scădere, va fi probabil menținut încă mulți ani. Din această cauză, măsurile și investițiile avînd ca prim scop creșterea productivității nu sînt prioritare, în ciuda diferențelor mari între productivitatea industriei oțelului din Europa de Est și cea de Vest. Totuși, se așteaptă ca productivitatea să crească drept urmare a proceselor de restructurare (tabelele 1,2, 3).

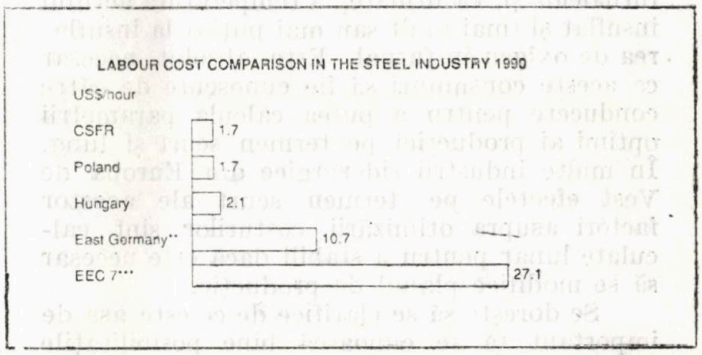
Tabelul 1

Costul brut mediu al manoperei/oră în unele țări, $:
1 — Europa de Vest (1989); 2 — Europa de Est (1991)



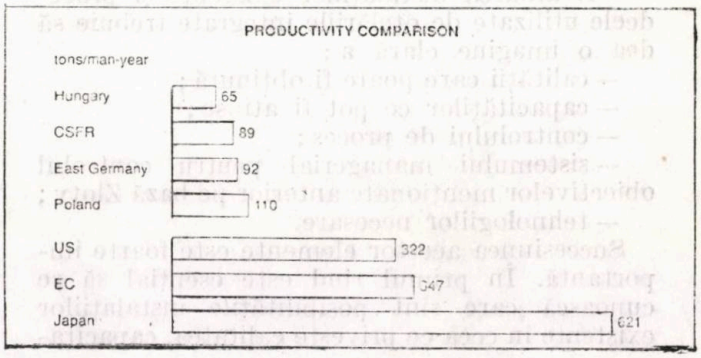
Tabelul 2

Comparația costului manoperei în industria siderurgică în anul 1990, $ S.U.A./h



Tabelul 3

Comparația productivității, t/om — an



* Traducere din limba engleză.

Pentru a supraviețui în condițiile noilor economii de piață, trebuie realizate scenarii strategice. O serie de factori externi impun anumite restricții scenariilor strategice întocmite de fiecare din industriile siderurgice integrate, în timp ce reducerile capacităților constituie un aspect inevitabil al acestor scenarii.

Din aceste scenarii strategice sînt derivate variante de vînzări și planuri de producție care impun utilizarea de instalații existente, crearea de instalații noi sau închiderea unor instalații depășite.

Un asemenea procedeu de restructurare radicală necesită studii exhaustive care să cuprindă expertize tehnice și tehnico-economice și în domeniul marketingului. În cazul activității de management în producție aceste expertize presupun existența unei conduceri bine documentate în ceea ce privește prețul materiilor prime, al energiei și forței de muncă, precum și al caracteristicilor și limitelor instalațiilor existente. Trebuie evitate deciziile luate în grabă de a renunța la instalațiile aparent învechite și de a investi în instalații noi (costisitoare). Nu trebuie uitat faptul că relațiile tehnice și tehnologice pot fi influențate în mod pozitiv într-o perioadă scurtă sau medie de timp.

În continuare, sînt prezentate cîteva exemple: descrierea parametrilor tehnologici și a costurilor schimbării în procentul de fontă brută introdus în instalație va trebui să se refere și la încărcătura de minereu diferită în furnal, la puterea calorică diferită a cauperelor furnalelor și, ca urmare, la temperatura aerului insuflat și (mai mult sau mai puțin) la insuflarea de oxigen în furnal. Este absolut necesar ca aceste consumuri să fie cunoscute de către conducere pentru a putea calcula parametrii optimi ai producției pe termen scurt și lung. În multe industrii siderurgice din Europa de Vest efectele pe termen scurt ale acestor factori asupra otimizării costurilor sînt calculate lunar pentru a stabili dacă este necesar să se modifice planul de producție.

Se dorește să se clarifice de ce este așa de important să se cunoască bine posibilitățile tehnice ale instalațiilor existente înainte de a se începe procesul de restructurare și care sînt elementele care trebuie studiate mai atent.

Evaluarea instalațiilor existente și procedeele utilizate de oțelăriile integrate trebuie să dea o imagine clară a:

— calității care poate fi obținută;
— capacităților ce pot fi atinse;
— controlului de proces;
— sistemului managerial pentru controlul obiectivelor menționate anterior pe bază Zloty;
— tehnologiilor necesare.

Succesiunea acestor elemente este foarte importantă. În primul rînd este esențial să se cunoască care sînt posibilitățile instalațiilor existente în ceea ce privește calitatea, capacitatea și costurile. Trebuie cunoscute prețurile de cost actuale și viitoare ale etapelor de producție și modul în care pot fi acestea influențate. Modernizarea instalațiilor existente poate costa mult mai puțin decît înlocuirea lor. Bineînțeles că există tehnologii care impun implementarea unor instalații noi, însă cei doi factori, îmbunătățirea activității de management în producție folosind instalațiile existente și implementarea de noi tehnologii, vor fi examinați împreună.

Calitatea

Dezvoltarea piețelor și influența standardelor calitative vestice sînt cauzele care determină creșterea cerințelor privind calitatea gamei de produse. O parte a acestor produse sînt fabricate în prezent la un nivel calitativ mai scăzut decît cel care va fi solicitat în viitorul apropiat, iar o altă parte reprezintă noile produse de calitate superioară fabricate în Europa de Est.

La creșterea nivelului calitativ al produselor existente se au în vedere următorii patru factori:

— descrierea defectelor calitative ale produselor; se va determina numărul defectelor calitative ale unui anumit procedeu. Pentru a analiza informațiile legate de defectele calitative este necesar un sistem de procesare a datelor;

— descrierea parametrilor de proces care sînt esențiali pentru un standard calitativ corespunzător. Se va determina modul în care sînt controlați în prezent și cum vor fi controlați în viitor acești parametri;

— pregătirea controlorilor de calitate și a personalului productiv;

— investiții pentru a îmbunătăți calitatea și a măsura defectele calitative și parametrii de proces aferenți.

Ca urmare, se poate realiza o atestare parțială a etapelor de producție și a tehnologiilor utilizate (ISO 9002).

Capacități

Studiile referitoare la capacități sînt esențiale pentru definirea bazei planurilor strategice de producție. Este vital să se studieze neajunsurile instalațiilor în realizarea unei capacități totale la calitatea și costul necesare și la duratele de funcționare realizabile. Aceasta necesită de asemenea un plan de investiții (tab. 4).

Tabelul 4

Durata laminării la cald în Europa de Vest (1989) 20 de laminoare

Hot rolling time in West Europe (1989)—20 roll mills

Timp net/total, %	Timp total de laminare/ore de funcționare, %
6 × 70—75	în medie 80
5 × 76—80	,, 80
8 × 81—85	,, 83
1 × 86—90	,, 87

Controlul de proces

În domeniul controlului de proces, principalii parametri tehnologici de proces ai instalaţiilor similare din Europa de Est şi de Vest vor fi comparaţi, iar diferenţele vor fi evaluate. Această evaluare furnizează informaţii asupra măsurilor şi investiţiilor care trebuie luate. Un exemplu îl constituie randamentul diferitelor operaţii tehnologice : cărbune/t de cocs, cocs/t de fontă brută, raportul deşeuri/fontă brută într-o oţelărie LD, randamentul la laminoare, consumul de energie pe tona de produse pe instalaţie şi pe procedeu, eficienţa producerii energiei secundare (abur, electricitate, oxigen) şi flexibilitatea în domeniul producerii şi distribuţiei energiei (tab. 5). De asemenea, vor fi controlaţi parametrii referitori la întreţinere, ore om lucrate pe tona de produs.

Controlul parametrilor de proces este deosebit de important pentru controlul calităţii şi capacităţii, pe de o parte, şi pentru controlul bugetului financiar, pe de altă parte.

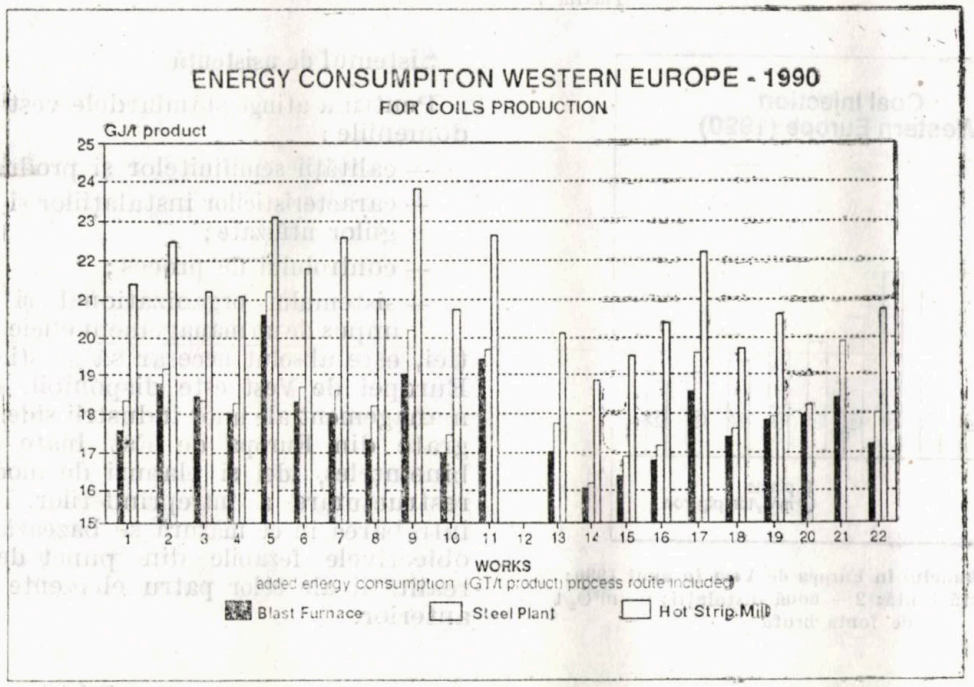
Sisteme manageriale

Cu ajutorul sistemelor manageriale sînt urmărite calitatea, capacitatea şi controlul procesului, astfel încît activitatea de management în producţie să poată controla costul. De fapt, procesul de monitorizare este principala funcţie a activităţii de management în producţie (tab. 6).

Structura organizaţională este esenţială pentru un management eficient al producţiei.

În Europa de Vest există o tendinţă puternică spre modificarea organizării de la o organizare orientată spre proces la o organizare orientată spre un grup de produse. Procedînd astfel, management pentru un grup de produse (respectiv combinarea funcţiilor de producţie şi de vînzare) este răspunzător de rezultatele financiare pe termen scurt. Consecinţa este că directorul tehnic al grupului este direct răspunzător de toate funcţiile esenţiale din domeniul său :

Tabelul 5



Consumul de energie pentru producerea rulourilor în Europa de Vest în anul 1990:
1 — Gj/t produs; 2 — uzină; 3 — consumul de energie (GT/t de produs), pentru: ■ furnal; //// oţelărie; □ laminor de benzi la cald

Tabelul 6

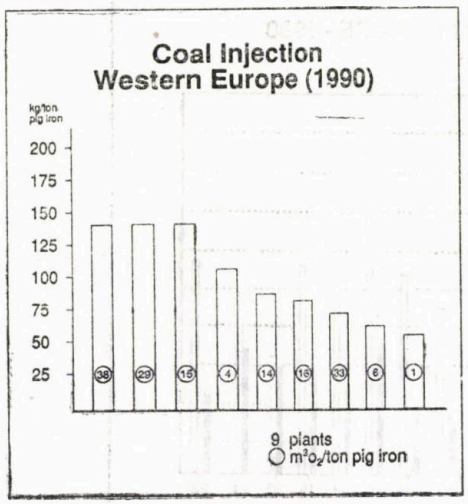
Sisteme manageriale

Elementele activităţii de control al costului
— Cunoaşterea costului; calcule decisive
— Planificarea, bugetarea şi controlul
— Transferul şi preţurile de cost
— Dări de seamă lunare, săptămînale; analiza structurii organizaţionale
— Orientarea spre produs
— Organizarea pe orizontală
— Responsabilităţi clare

producție (oameni), proces, întreținere/reparații, controlul calității, funcții logistice, transport, stocuri și, ca o consecință, costuri.

Numai în cazul în care conducerea este convinsă că cele patru elemente menționate pot fi controlate suficient, pot începe discuțiile referitoare la tehnologiile care vor fi necesare în viitor deoarece aceste modificări cer investiții foarte mari. De aceea, trebuie bine cunoscută situația existentă, înainte de a face investiții mari, adeseori riscante.

Tabelul 7



Insuflarea cărbunelui în Europa de Vest în anul 1990:
1 — kg/t de fontă brută; 2 — nouă instalații; 0 — m^3O_2/t de fontă brută

Tehnologii necesare

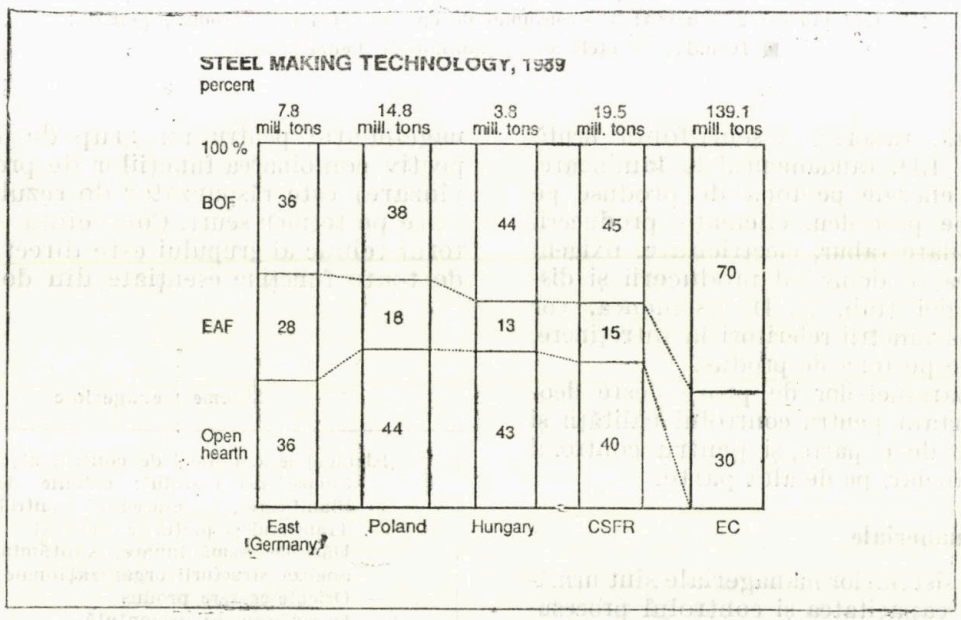
Există mari diferențe între tehnologiile utilizate în industria siderurgică a țărilor din Europa de Est și de Vest. Evoluția pieței, restricțiile privind protecția mediului înconjurător, situația energiei și rezultatele financiare planificate ale managementului în producție al instalațiilor existente sînt principalii parametri pentru introducerea de noi tehnologii. În tabelul 7 este dată ca exemplu insuflarea cărbunelui, iar în tabelul 8 — tehnologiile de elaborare a oțelului.

Sistemul de asistență

Pentru a atinge standardele vest-europene în domeniile :

— calității semifinitelor și produselor finite;
— caracteristicilor instalațiilor și ale tehnologiilor utilizate;
— controlului de proces;
— sistemului organizațional și managerial impus de un management eficient al producției, este absolut necesar să se știe că ajutorul Europei de Vest este disponibil. Echipele de management ale unor industrii siderurgice integrate din Europa de Est luate separat au, bineînțeles, idei și planuri de modernizare și restructurare a întreprinderilor. Dar se pune întrebarea în ce măsură se bazează acestea pe obiectivele fezabile din punct de vedere al realității ale celor patru elemente menționate anterior.

Tabelul 8



Tehnologii de elaborare a oțelului în anul 1989 ,%:
1 — convertizor LD; 2 — cuptor electric cu arc; 3 — cuptor Martin; 4 — Ceho-Slovacia

Nu este ușor pentru cadrele de conducere din Europa de Est să specifice care este ajutorul de care au nevoie în domeniul transferului de know-how, engineering și asistență în domeniul pregătirii cadrelor pentru a atinge sarcinile stabilite prin cele patru elemente. Este chiar și mai dificil să se stabilească priorități în lista lungă a asistenței necesare. Conducerea este și va rămine încă răspunzătoare pentru această activitate, aceasta urmînd să fixeze care sînt cerințele.

Sistemul de asistență care va fi prezentat în continuare poate reduce spațiul dintre Est și Vest. Acesta poate fi parțial asigurat de firmele de consultanță mari și de numeroasele companii de consultanță în engineering care au legături cu industria siderurgică din Europa de Vest. Aceste conexiuni ale industriei conferă adeseori celor din urmă avantajul know-how-ului specific necesar.

Trebuie menționat faptul că industria siderurgică a țărilor din Europa de Vest a fost confruntată cu o criză puternică în perioada 1975—1985. În acest proces, care s-a caracterizat prin reduceri și ajustări, s-a pus accentul tot pe funcțiile care au fost prezentate anterior. Deci este clar faptul că producătorii de oțel din Europa de Vest au experiența necesară în acest domeniu.

Principalele trei elemente ale sistemului de asistență sînt următoarele:

— structura organizatorică;
— metoda operațională;
— condițiile de bază.

Structura organizatorică

Obiectul sistemului de asistență este punerea la dispoziția întreprinderilor sau combinatelor din Europa de Est de know-how, asistență tehnică și asistență în domeniul calificării personalului.

Domeniile funcționale și strategice sînt stabilite în termeni generali dar detaliile de asistență vor fi stabilite de comun acord în urma discuțiilor și vor fi solicitate de beneficiar în timpul procesului de asistență.

Este necesar să se realizeze un „acord de cooperare" în care să fie stabilite condițiile de livrare și să se formeze un comitet de direcție cu membrii nominalizați ai furnizorului și beneficiarului care să se întîlnească în mod regulat, de exemplu la fiecare două luni.

Acest acord de cooperare va cuprinde următoarele elemente principale:

— Conținutul asistenței, incluzînd domeniile strategice și funcționale. Pentru descrierea acestui conținut vor fi necesare vizite de documentare care vor scoate în evidență cele mai importante probleme care trebuie avute în vedere. Agenda poate include aspecte ca modernizarea transportului, funcționarea centrului de calcul, planificarea introducerii în producție a comenzilor, controlul temperaturii cuptoarelor de cocsificare, fiabilitatea instalațiilor, controlul stocurilor etc.

— În funcție de conținutul asistenței și de dimensiunea oțelăriei, este necesar să se încheie un contract în care să se menționeze valoarea maximă, de exemplu 0,5—3 mil. ECU. Comparativ cu valoarea investițiilor în Europa de Est, acest contract este foarte eficient din punct de vedere al costului.

— Componentele detaliate ale costului sînt incluse în contract cu scopul de a evita discuțiile lungi referitoare la costul asistenței separate.

Metoda operațională

Se vor stabili metodele operaționale pentru Comitetul de conducere. Activitatea de asistență se va baza pe rezultatele vizitelor de documentare și ale dărilor de seamă statistice, precum și pe rezultatele vizitelor la producătorii de oțel și/sau de tehnologii efectuate de cadre de conducere din Europa de Est care răspund de acest domeniu.

Cererile de asistență ale beneficiarului sînt analizate și autorizate de Comitetul de conducere. Aceste cereri sînt clasificate în cereri în activitățile de know-how și cereri în activitățile de service.

Asistență know-how

Cererile pentru asistență know-how includ diferite informații în domeniile funcționale stabilite și vizite scurte făcute de beneficiar la furnizor, care au drept scop determinarea cantității de livrat pentru asigurarea asistenței. Se garantează eficiența acestor vizite în cazul în care se bazează pe un chestionar al beneficiarului.

Activități de service

Cererile pentru sprijinirea activității de service se referă la toate domeniile funcționale stabilite de comun acord. Acestea includ studii de asistență tehnologică pentru determinarea domeniului de aprovizionare a noilor componente ale instalațiilor sau automatizării proceselor. Pe baza specificațiilor rezultate se pot face cereri de ofertă. Apoi se pregătesc studii de asistență know-how, în care know-how-ul care urmează a fi transferat este specificat în detaliu. După ce s-a obținut acordul Comitetului de direcție, know-how-ul va fi transferat. În final sînt întocmite specificațiile de asistență în domeniul calificării personalului și, după ce Comitetul de conducere și-a dat avizul, începe

un proces sau o activitate specială de formare a personalului de conducere și a lucrătorilor.

În minutele întîlnirilor Comitetului de Direcție se înregistrează obligațiile partenerilor care cooperează.

Contactul frecvent al specialiștilor din același domeniu funcțional al furnizorilor și beneficiarilor constituie el însuși un proces de transfer de know-how și poate genera noi cereri de asistență suplimentară.

Condițiile de bază

Sistemul de asistență al industriilor siderurgice din Europa de Est poate avea succes numai în cazul în care realizarea Acordului de cooperare se bazează pe două condiții fundamentale:

— programul de asistență necesită un sprijin efectiv din partea conducerii superioare a companiilor din Europa de Est;

— furnizorii să arate respect față de situația Europei de Est, în care economia planificată centralizat a fost o realitate o perioadă foarte îndelungată; ca urmare, furnizorii din Europa de Vest vor acorda fără rezerve asistența solicitată.

Domenii funcționale

Așa cum s-a menționat deja, încheierea unui contract de cooperare se va baza pe vizitele de documentare efectuate de o echipă a furnizorilor. Dar este de asemenea important să se schimbe păreri asupra diferitelor domenii de asistență în timpul vizitelor la producătorii de oțel din Europa de Vest care furnizează asistență. În urma acestor vizite rezultă domeniile strategice ale asistenței.

Domeniile strategice care au nevoie de asistență includ: organizarea și eficiența economică; tehnic și tehnologic; mediul înconjurător și energia; resurse umane; instrumentele financiare ale conducerii. Toate acestea vizează realizarea unei activități eficiente de management în producție. Din aceste domenii strategice sînt derivate domeniile funcționale ale asistenței.

În concluzie, va fi prezentată o listă de control care să conțină principalele domenii funcționale în care se poate efectua transferul de know-how și asistență dinspre industria siderurgică a Europei de Vest spre Europa de Est.

- Strategie
- Organizare și eficiență

— Programe de strategie și acțiune pentru restructurarea producției — trecerea la o organizare de piață

— Procesul de restructurare în diferite departamente

- Domeniul tehnic și tehnologic

— Strategia pentru viitoarea structură a uzinelor

— Studii referitoare la capacități; progrese tehnologice

— Calitatea, îmbunătățirea instalațiilor existente; stabilirea defectelor calitative

— Parametrii de control ai procesului pentru îmbunătățirea calității și costurilor

— Sisteme pentru strategia întreținerii, controlul stocului de piese de schimb

— Îmbunătățirea/introducerea controlului de proces și automatizarea activității de manipulare a datelor

— Automatizare; stabilirea strategiei de automatizare

— Cerințe funcționale și tehnice pentru hardware and software

- Aspecte privind protecția mediului înconjurător și consumul de energie

— Strategia pentru protecția mediului și pentru conservarea, producerea și distribuția energiei

— Priorități în programul de protecție a mediului înconjurător; comparație cu legislația din Vest; perfecționarea programului de protecție a mediului

— Programul energetic; controlul energiei, producerea flexibilă optimizată, sisteme de distribuție

- Resurse umane

— Formarea pesonalului, recrutarea, motivarea personalului

— Sisteme de salarizare, politica salariilor, evoluția managementului

- Instrumentele financiare ale managementului

— Programul strategic și de acțiune pentru restructurare, de contabilitate și administrare

— Finanțarea, bugetarea, raportarea, inclusiv analiza din punct de vedere cantitativ și financiar

— Stabilirea prețului de cost

- Plan de acțiune pentru planificarea și controlul producției
- Alte sisteme primare
- Sisteme de automatizare pentru planificarea producției

Domeniile funcționale menționate sînt doar exemple, fără să acopere alte activități cum ar fi achiziționarea, vînzarea și marketingul.

Concluzii

Sistemul de asistență descris se bazează pe experiența practică. Nu există o soluție generală pentru procesul de asistență deoarece fiecare situație este unică și sistemul de asistență va trebui adaptat la fiecare caz în parte.

ROMANIA, BUCUREŞTI,
Str. Mendeleev, nr. 21—25,
Telefon: 659.21.60; 659.40.90;
659.63.90; 312.04.47; 659.38.50
Telex: 11515, Fax: 312.04.46

CEA MAI MARE
FIRMĂ ROMANEASCĂ
DE COMERŢ EXTERIOR
ÎN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

CALITATE, GARANŢIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

METALEXPORTIMPORT exportă:

- tablă medie şi groasă, inclusiv tablă navală (hot rolled heavy plate, including shipbuilding plate);
- tablă subţire laminată la rece (cold rolled steel sheet);
- tablă zincată (galvanized steel sheet);
- tablă transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile oţel laminate la cald UNP, INP, corniere oţel rotund, pătrat, lat (hot rolled steel profiles-channels, joists, angles, round, flat bars);
- oţel beton şi sîrmă laminată (reinforcing steel bars and wire rod);
- sîrmă trasă din oţel (drawn steel wire);
- electrozi sudură (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanţuri industriale (industrial chains);
- cabluri tracţiune (wire ropes);
- sîrmă şi toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sîrmă taloane (bronze plated steel wire);
- ţevi conducte (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- ţevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu şi laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

METALEXPORTIMPORT importă:

- cocs (coke);
- cărbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- minereu de mangan (manganese ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALEXPORTIMPORT S.A.

este oricînd la dispoziţia firmelor interesate pentru orice alte operaţii de export-import.

Pentru orice detalii, rugăm contactaţi-ne la adresa:
Bucureşti, Str. Mendeleev 21—25, Telex 11511 metal r

INDUSTRIA SIRMEI S.A.
CIMPIA TURZII ROMANIA

NUMBER ONE IN ROMANIA NUMARUL UNU IN ROMÂNIA

Offers:

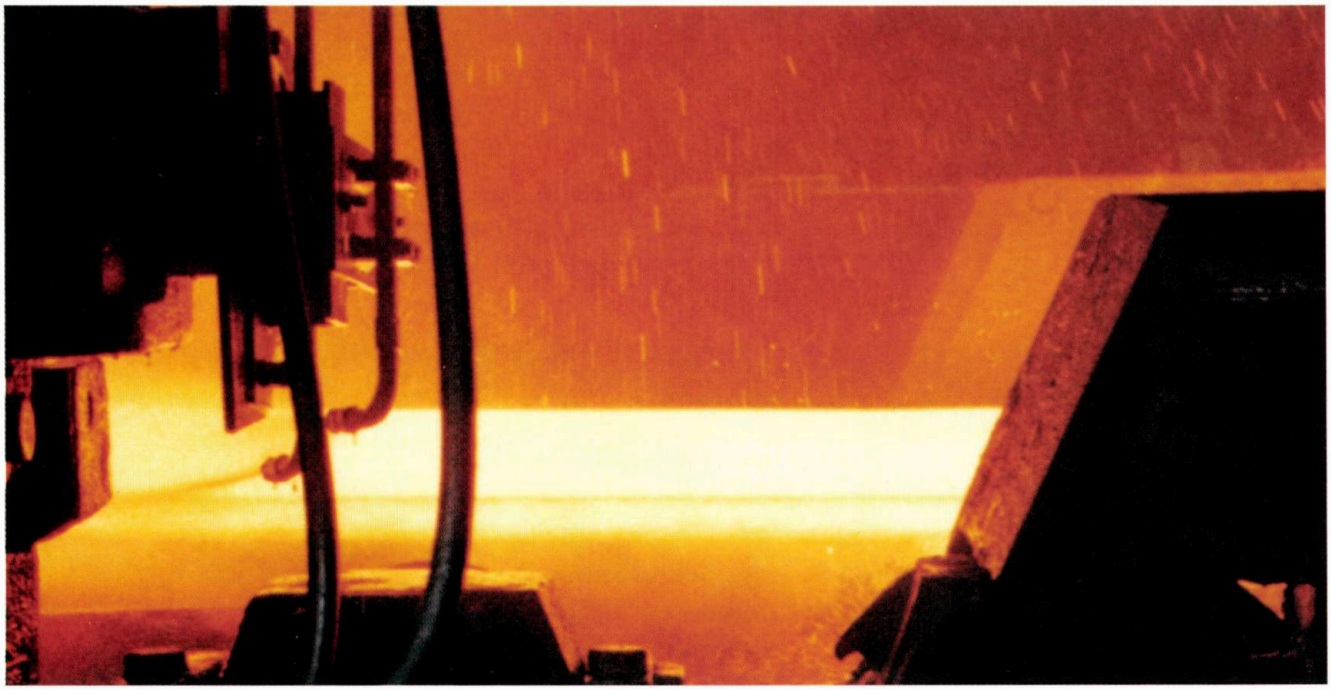
- ROLLED WIRE AND SECTIONS
- DRAWN BARS
- ELECTRIC CABLES
- NAILS
- PULL ROPES
- FORGINGS
- CARBON STEEL AND ALLOY STEEL DRAWN WIRE
- NON-FERROUS ALLOY DRAWN WIRE
- WIRE AND STRANDS FOR REINFORCEMENT
- STAINLESS STEEL AND RESISTANT ALLOY DRAWN WIRE
- WELDING WIRE, ELECTRODES AND FLUXES
- BARBED WIRE
- WIRE NETS
- SINTERED PARTS OF METAL CARBIDES

Oferă:

- SÎRME ŞI PROFILE LAMINATE
- BARE TRASE
- CABLURI ELECTRICE
- CUIE
- CABLURI DE TRACŢIUNE
- PIESE FORJATE
- SÎRME TREFILATE DIN OŢEL CARBON ŞI OŢEL ALIAT
- SÎRME TREFILATE DIN ALIAJE NEFEROASE
- SÎRME ŞI TOROANE PENTRU ARMAREA BETONULUI
- SÎRME TRASE DIN OŢEL INOX ŞI ALIAJE REZISTIVE
- SÎRME, ELECTROZI ŞI FLUX DE SUDURĂ
- SÎRMĂ GHIMPATĂ
- PLASE DIN SÎRMĂ
- PIESE SINTERIZATE DIN CARBURI METALICE

Your orders can be sent on our address: Industria Sirmei S.A., Str. Laminoriştilor nr. 45 Cimpia Turzii 3351 — România. Telefon 095/368150, Telex 312812. Fax 095/367460

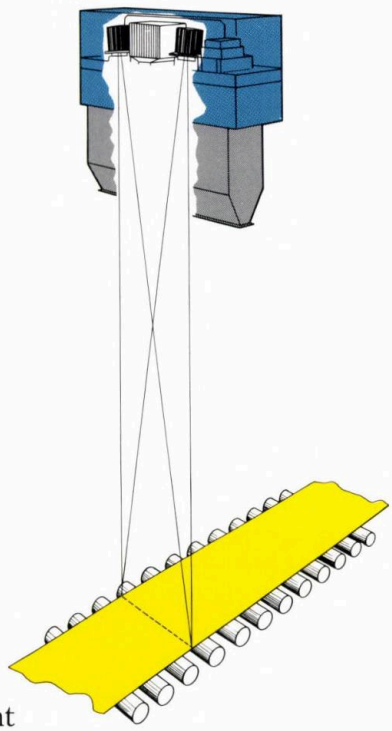
Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.



Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

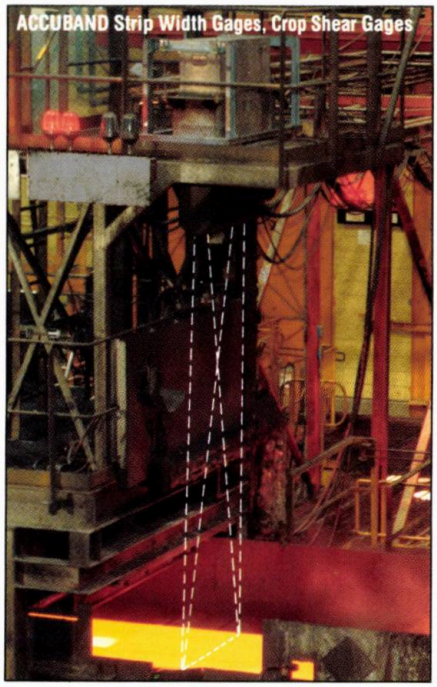
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

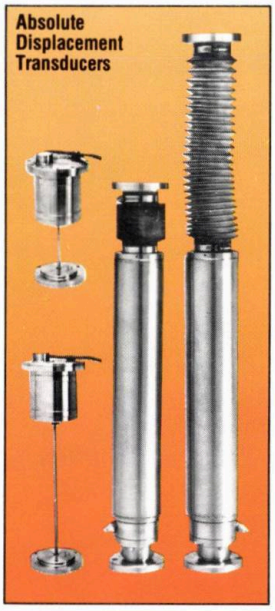
WINNER 1992 INNOVATION

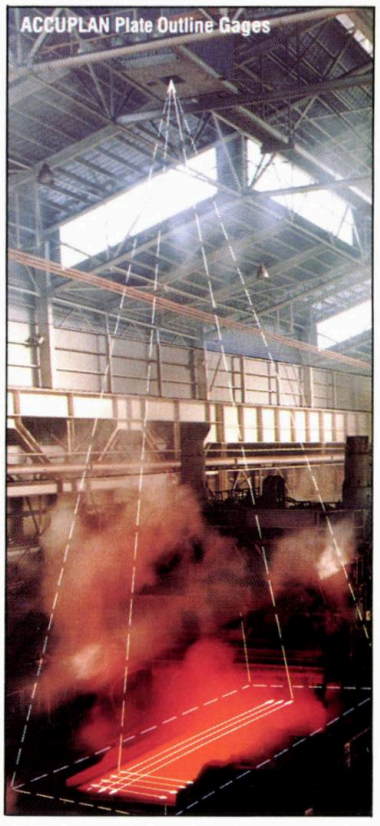
KELK

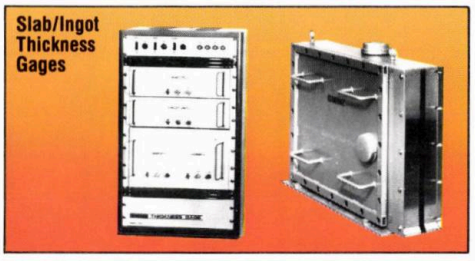
Sensors for Rolling Mills

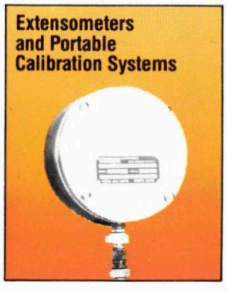
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills











Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK
Sensors for Rolling Mills

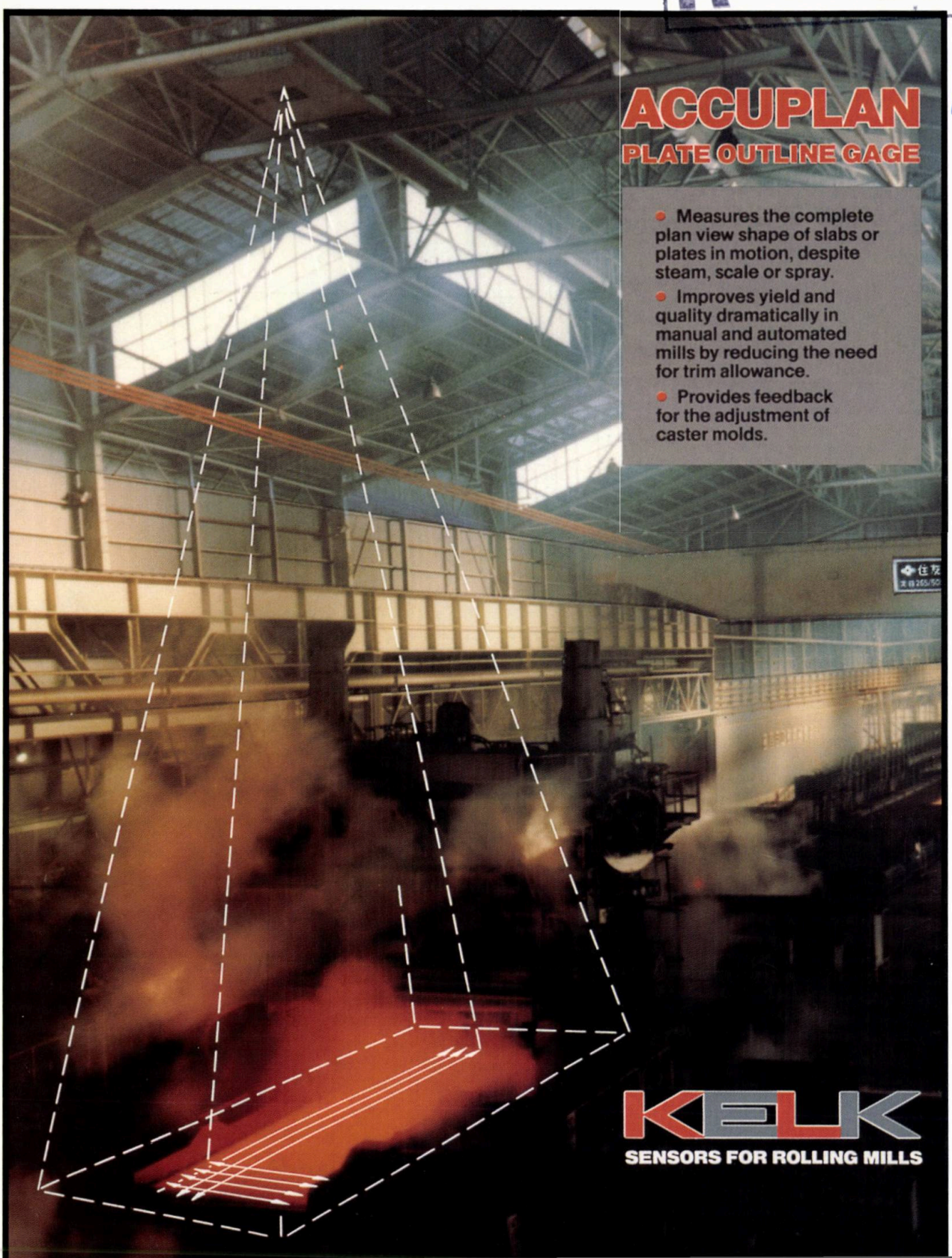
METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

E 3280

4/93

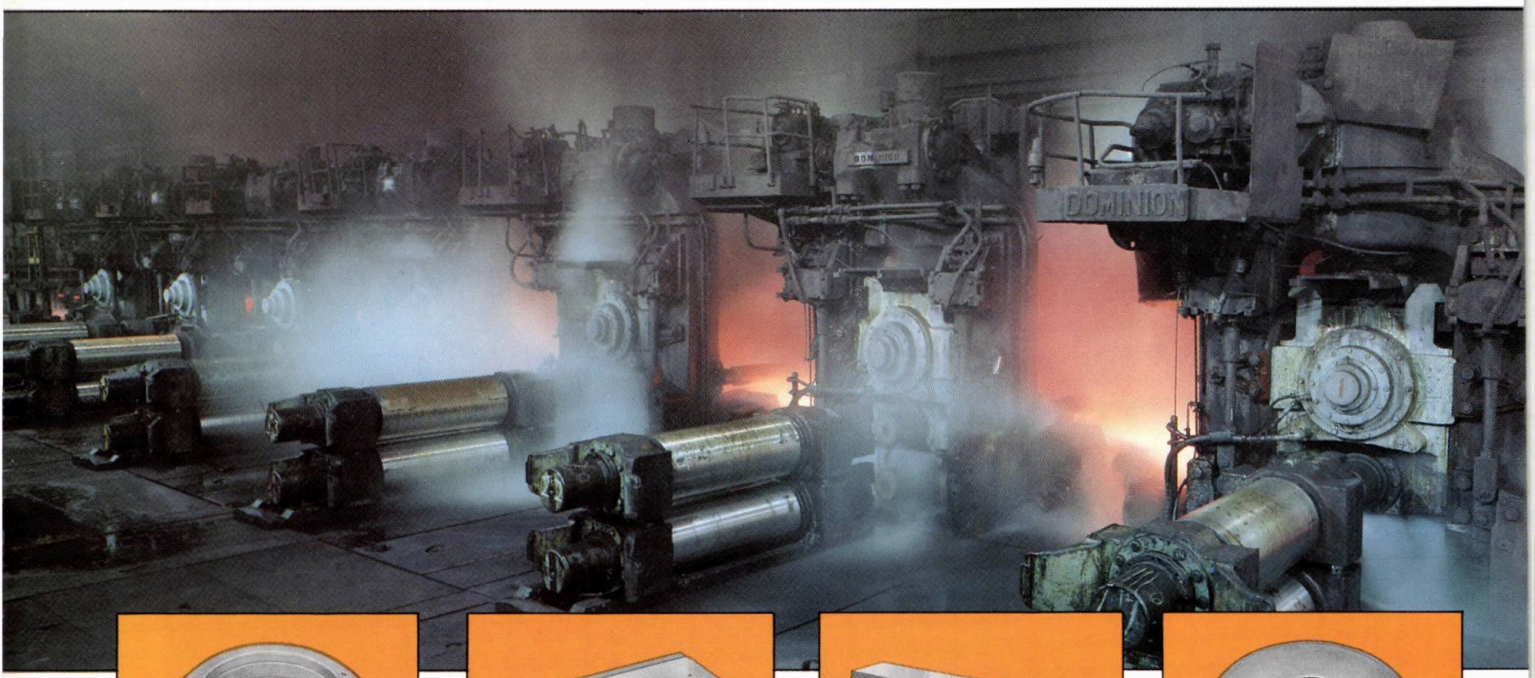
R 1993 -07- 05

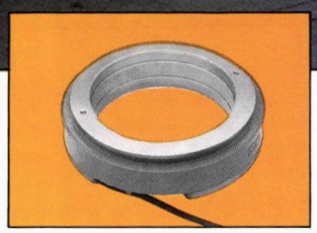


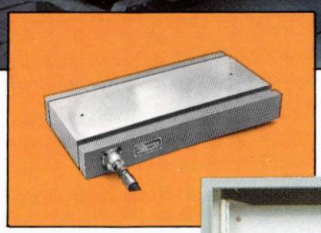
Introducing ROLLMAX...

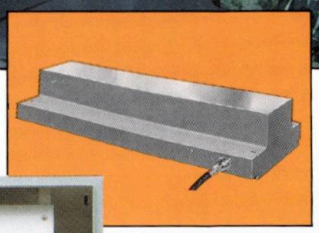
Digital Electronics

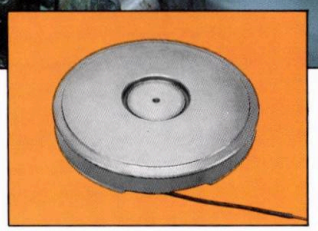
the world's best load cell system just got better!











With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

COMPETITIVENESS
QUALITY
GUARANTEE

METANEF

BUCHAREST — ROMANIA, 21 — 25, D.I. MENDELEEV ST.
PHONE: 650.20.42 ■ TELEX: 11.669

EXPORTS: • **the whole range of aluminium products, plate, concrete steel, profiles and pipes**

IMPORTS: • **highly processed metallurgy products ◆ raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore); • equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy; • licences, feasibility studies**

The objective of our company is to remain

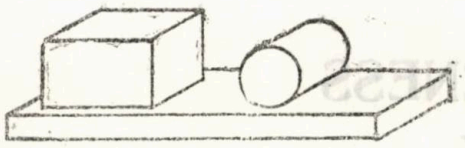
YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER

in the foreign trade of the Romanian metallurgy

C.O.S.T. S.A.
ROMÂNIA
TÎRGOVIŞTE
Şos. GĂEŞTI,
nr. 9—11,
tel. 092/6 14 321
telex 17 271,
fax 092/6 14 582

Combinatul de Oţeluri Speciale Tîrgovişte

produce şi livrează

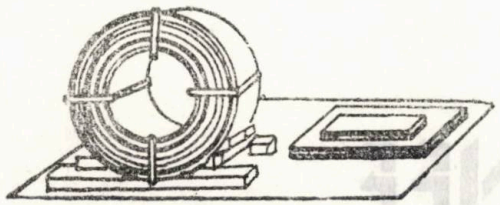


• Blocuri şi bare forjate pentru matriţe şi scule din oţeluri: aliate, rapide, inoxidabile şi refractare.

Dimensiuni: 160—400 mm
30—150 mm

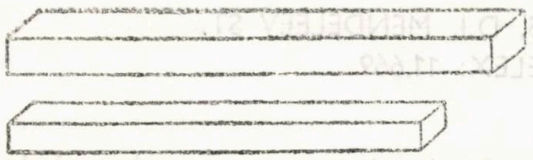
• Produse laminate în bare şi colaci din oţeluri: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, arcuri, aliate de scule, rapide, inoxidabile, beton etc.

Dimensiuni: 12—80 mm



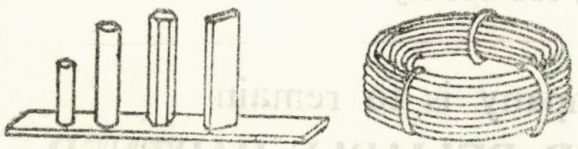
• Benzi electrotehnice laminate la rece cu grăunţi orientaţi şi neorientaţi din oţeluri silicioase

Dimensiuni: G 50—1200 mm
L 0,28—0,65 mm



• **Blumuri şi ţagle laminate din oţeluri: carbon,** carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, arcuri etc.

Dimensiuni: 160—350 mm
80—140 mm



• Produse trase în bare şi colaci din oţeluri: carbon, carbon de calitate, aliate pentru construcţii, rulmenţi, pentru autoturisme, arcuri, aliate pentru scule, şuruburi, rapide etc.

Dimensiuni: 1,5—50 mm

calitate, competitivitate!

METALURGIA

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

4 APRILIE 1993

Sumar

E. Cosor: **Considerații privind utilizarea eficientă a capacității de producție a sistemelor metalurgice** 5

Gh. Chițu: **Factorii care influențează dezvoltarea producției de oțel** 8

Doina Răducanu: **Metode matematice de analiză a texturii (II)** 11

C. Rizescu: **Zona de reacție în cazul utilizării de lănci cu mai multe orificii (IV)** . . 13

Georgeta Coșmeleață, B. Ghiban, N. Coșmeleață: **Structura și proprietățile unui oțel de înaltă rezistență mecanică** 18

Gh. Chelu, S. Drăghici: **Cercetări cu privire la deformabilitatea oțelurilor de scule pentru lucru la cald** 23

D. Bunea, R. Șaban, Zoe Bunea, D. Gheorghe, M. Brânzei, C. Predescu: **Cercetări privind tratamentul termic final aplicat unui oțel rapid cu compoziție chimică economică** 28

Elena Mărginean, Roxana Ruxandra, I. Mărginean, I. Ionașcu, A. Carlino: **Aspecte ale procesului de borurare a oțelurilor** 33

R. Șaban, D. Bunea, Simona Zamfir, V. Geantă, N. Constantin, D. Gheorghe: **Cercetări experimentale privind posibilitatea utilizării unor fonte albe înalt aliate în fabricația produselor puternic solicitate la uzură abrazivă** . . . 38

Marcela Sava, P. Tripa: **Considerații asupra stării de tensiune în pulberile metalice** 44

Revista revistelor 10, 12, 27, 43, 47

Colegiul de redacție

(în ordine alfabetică)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, GHEORGHE BUJGOI, ION CHIOSE, THEODOR DARIE, TOADER DUMITRACHE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, OCTAVIAN GRĂMADĂ, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPĂDATU, ȘTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, ALEXANDRU ORZAȚĂ, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIN POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROȘCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, COSTIN SCORȚEA, HORAȚIU VODĂ

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I. VÎRCOLACU

Șef CIDMET: ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redacția și administrația: București, str. Mendeleev, nr. 21—25, sector 1, cod 70 168: telefon 659 49 90. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 6 000 anual. Costul unui exemplar: lei 500.

Traducere: ing. Sabin Florea Stilizare: Ioana Kuglay Corectură: Rodica Roșu

contents METALURGIA 4/'93

E. Cosor : **On the efficient use of production capacity in metallurgy**

The paper is an approach to the present state of the Romanian metallurgy.

The author tries to define the production capacity, to measure it, to find the factors influencing it and the formulae expressing this capacity.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 5

Gh. Chifu : **Factors influencing the steel production development**

The investigation emphasizes the technical and economic advantages of the recovery of the metallurgical industry, the possibilities to provide it with necessary raw materials and is a synthesis of the factors influencing the production level and the apparent steel consumption.

The conclusion of the work is that the revamping and updating of an economy are unconceivable without a viable metal lurgical industry.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 8

Doina Răducanu : **Mathemat'cal methods for texture analysis. The coefficients of the crystallographic orientation distribution function**

The author suggests an algorithm for computation of the coefficients of the crystallographic orientation distribution function.

Approached are the computation possibilities using both direct pole figures and reciprocal pole figures.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 11

C. Rizescu; **Multi-hole lance reaction zone**

The author investigates the size and shape of the reaction zone generated by multi-hole lances in oxygen converters.

Metalurgia 45 (1093), no. 4, p. 13

Georgeta Coşmeleaţă, B. Ghiban, N. Coşmeleaţă : **The structure and properties of a high strength steel**

The paper presents the experimental results of the tests regarding the structure and properties of a new two-phase B-and Ti-alloyed steel for automotive structures and the influence of microalloying with B and Ti on structural, technological and operational properties of this steel.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 18

Gh. Chelu, S. Drăghici : **Deformability studies on tool steel for hot working**

The paper shows the results of experimental studies on deformability of alloy steel for hot working tools.

The investigated steel grades were: 55MoCrNi16, 57 MoCrNi17, 31VMoCr29, 36VSiWMoCr53 (STAS 3611—88). Following tests, made by using three different methods : heading, traction and twisting it was reached the conclusion that the four steel grades can be forged in the same temperature range, between 1,230°C and 850°C. Taking into account that at 1,230°C the primary structure inclusions of large ingots might melt, it was suggested that for the first heat the ingots be forged in the 1,200—900°C range. The range may be extended to 1,230—850°C for the next heats of previously forged semiproducts.

The widening of the forging temperatures range by rising heating temperatures from 1,000—1,150°C as suggested by STAS 3611—88, to 1,200 or even to 1,230°C contributes both to increased deformability and to reduced energy consumption and productivity.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 23

D. Bunea, R. Şaban, Zoe Bunea, D. Gheorghe, M. Brânzeiţ C. Predescu : **Investigation of the final heat treatment o a rapid steel with cheap chemical composition**

The paper shows the results of the experimental research carried out on a rapid steel with a low content of alloying elements, in order to find the final heat treatment parameters providing it a good behaviour in operation.

This steel is not from the group of well known steel grades, $R_{p9} - R_{p1}$.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 28

Elena Mărginean, Roxana Ruxandra, I. Mărginean, I. Ionaşcu, A. Carlino : **Aspects of steel boriding processes**

The authors present the boriding mechanism for two steel grades, finding out that this allows, in certain circumstances, the replacement of alloy steel with carbon steel, thus sparing valuable materials

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 33

R. Şaban, D. Bunea, Simona Zamfir, V. Geantă, N. Constantin, D. Gheorghe : **Experimental research on the possibility to use high alloyed white cast iron for making high abrasion resistent products.**

The paper presents the experimental results of the research carried out to find solutions for high abrasive working environments. The hardness of the armour after the heat treatment is 49—51 HRC and corresponds to requirements for ore mills.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 38

Marcela Sava, P. Tripa : **Considerations on stress in metal powders**

The authors have made experiments on a 100 kN press to study the axial and radial stresses using a force transducer for the axial stress mounted on the press and three radial displacement sensors on the outer surface of the die, all connected to a computer. The study refered to iron and copper powders.

The results are shown as variation diagrams (stress, bulk density) and allow a quick and accurate computation of the stress state in iron and copper powders.

Metalurgia 45 (1993), no. 4, p. 44

METALURGIA 4/'93 contents

CONSIDERAȚII PRIVIND UTILIZAREA EFICIENTĂ A CAPACITĂȚII DE PRODUCȚIE A SISTEMELOR METALURGICE

Dr. ing. E. Cosor
Universitatea „Politehnica" București

CZ : 65.011.4

În actualul proces de tranziție de la economia supercentralizată la economia de piață, proces care se desfășoară în întreaga economie românească, industria metalurgică are o situație specială, situație justificată atît de rolul său deosebit de important în funcționarea întregii economii cît și de potențialul productiv pe care această industrie îl are în prezent.

Referitor la rolul deosebit de important al industriei metalurgice în cadrul economiei țării noastre — rol înțeles de toți factorii de decizie macroeconomică — o mare personalitate a vieții economice și politice din perioada interbelică, Mihail Manoilescu, fost profesor la Politehnica din București, afirma că industria metalurgică „este desigur cea dintîi industrie de care o țară cu o politică economică prevăzătoare trebuie să se preocupe deoarece ea condiționează întreaga activitate de producție și circulație" [1].

Potențialul productiv al industriei metalurgice actuale este ridicat, chiar foarte ridicat avînd în vedere nevoile pentru unele produse metalurgice, de exemplu oțelul, ținînd seamă de nevoile de consum și resursele de materii prime și energetice necesare valorificării acestui potențial.

În consecință, pe lîngă obiectivul creării mecanismului de piață și cel al adaptării producției la nevoile actuale ale economiei, industria metalurgică românească trebuie să se preocupe și de gestionarea surplusului de potențial productiv.

Acest articol abordează unele aspecte legate de utilizarea eficientă a mijloacelor fixe de producție în industria metalurgică, încercînd să contribuie la accelerarea procesului de tranziție al acesteia la economia de piață și la afirmarea rolului important pe care această industrie îl are în economia românească.

Capacitatea de producție a sistemelor industriale

Definirea noțiunii de capacitate de producție

Potențialul productiv al unui sistem industrial reprezintă cantitatea de produse, de o anumită structură și calitate, pe care acest sistem o poate realiza într-o anumită perioadă, prin interacțiunea factorilor care participă la realizarea ei potrivit unui regim de lucru și de organizare a producției și a muncii.

Potențialul maxim productiv al unui sistem industrial reprezintă capacitatea de producție a acestui sistem . La nivelul unităților industriale (agenților economici), capacitatea de producție este definită ca reprezentînd producția maximă ce poate fi obținută într-o perioadă dată, pentru o anumită structură și calitate a producției, în condițiile folosirii intensive și extensive a mijloacelor fixe productive, potrivit celui mai eficient regim de lucru și de organizare a producției și a muncii.

Un sistem de producție este un ansamblu ordonat de elemente caracterizate prin interconexiune și interacțiune, organizate în vederea desfășurării unui proces de producție. Dintre elementele componente ale sistemelor de producție, cele mai importante în ceea ce privește potențialele productive sînt mijloacele fixe de producție.

Mijloacele fixe productive sînt acele mijloace de muncă ce participă în mod direct la realizarea proceselor productive (ex. furnale, cuptoare de elaborare sau rafinare, cuptoare de încălzire, instalații de laminare, de forjare etc.). Mijloacele fixe care participă la realizarea proceselor auxiliare sau de servire nu sînt avute în vedere pentru aprecierea capacității de producție, considerîndu-se că ele sînt astfel dimensionate și au un astfel de regim de lucru și de organizare încît să permită funcționarea sistemului de producție din care fac parte la nivelul capacității sale de producție.

Exprimarea capacității de producție a sistemelor industriale

În industria metalurgică, de regulă capacitatea de producție se exprimă în unități naturale de greutate, lungime etc. În cazurile în care producția se compune din mai multe sortimente (mărci de oțel, tipodimensiuni de laminate etc.), capacitatea de producție se apreciază pentru un produs echivalent ca producție sortimentală respectivă din punct de vedere al dificultății fabricării sale. De regulă, echivalarea producției într-un sortiment adecvat — numit etalon — se face cu recomandarea ca acel sortiment să aibă ponderea cea mai mare în structura producției și să fie prevăzut în programul de fabricație pe o perioadă cît mai mare.

În unele sisteme industriale, ca de exemplu cele de prelucrare mecanică, capacitatea de producție se exprimă prin consumul de timp al mijloacelor fixe productive (ore-mașină) sau prin consumul capacitiv de forță de muncă (om-ore).

Factorii care influențează capacitatea de producție a sistemelor industriale

Așa cum s-a arătat mai sus, capacitatea de producție a sistemelor industriale se apreciază în mod direct în funcție de cantitatea și caracteristicile funcționale ale mijloacelor fixe productive din componenta sistemelor respective. Celelalte elemente componente ale sistemelor de producție, oameni, mijloace fixe auxiliare și de servire, obiecte ale muncii, împreună cu mediul în care aceste sisteme funcționează, acționează asupra potențialului productiv ca factori de influență a capacității de producție și caracteristicilor funcționale ale mijloacelor fixe productive.

Conform figurii 1 cantitatea și caracteristicile funcționale ale mijloacelor fixe productive sînt

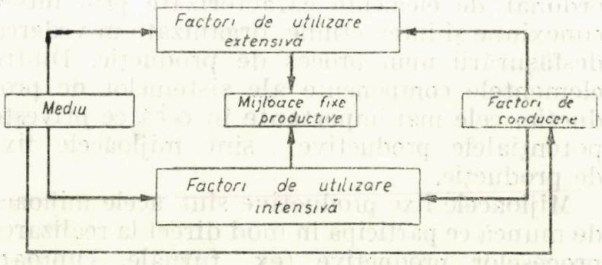


Fig. 1. Factorii care influențează utilizarea mijloacelor fixe productive

Fig. 1. Factors influencing production capacities

influențate direct de factorii de utilizare intensivă și extensivă a acestor mijloace și indirect de factorii de conducere și de mediul înconjurător (factorii de piață, sociali, ecologici etc.).

Utilizarea intensivă a mijloacelor fixe productive reprezintă cantitatea de produse de un anumit fel, care poate fi obținută într-o unitate de timp (oră, schimb, zi) : unele mijloace fixe productive au o caracteristică dimensională care este în relație directă cu cantitatea de produse a acestora. De exemplu : pentru furnale, baterii de cocsificare, volumul util al acestora este în relație directă cu cantitatea de fontă, respectiv de cocs, care poate fi realizată cu aceste mijloace fixe. Pentru aceste mijloace fixe, utilizarea intensivă se exprimă prin cantitatea de produse ce poate fi realizată pe unitatea caracteristică dimensională principală a acestora, de ex. t. fontă/m^3 · zi.

Pentru determinarea capacității de producție a unui sistem industrial, se consideră că mijloacele fixe productive componente ale sistemului respectiv sînt utilizate potrivit celor mai favorabili factori primari, celui mai eficient regim de lucru și de organizare a producției și a muncii (cele de mai sus se exprimă sintetic prin indicatorul numit „norma de utilizare intensivă").

Mărimea indicatorului de utilizare intensivă pentru sistemele nou intrate în funcțiune este indicată, de regulă, în documentațiile pe baza cărora au fost create sistemele respective (proiecte, cărți tehnice etc.), iar pentru sistemele de producție aflate deja în funcțiune de cel puțin un an se determină în funcție de realizările de vîrf obținute de sistemul respectiv în anul precedent. Indicatorul de utilizare intensivă poate fi stabilit și în funcție de informațiile rezultate din lucrări de specialitate.

Utilizarea extensivă a mijloacelor fixe de producție reprezintă durata perioadelor în care mijloacele fixe respective sînt utilizate pentru realizarea producției.

În funcție de participarea la realizarea producției, mijloacele fixe se pot găsi în următoarele situații :
– utilizate pentru realizarea producției ;
– supuse reparațiilor ;
– în întreruperi prevăzute în regimurile de funcționare.

Pentru calcularea capacității de producție, durata perioadei de timp în care mijloacele fixe productive sînt disponibile pentru realizarea producției se obține prin diminuarea timpului calendaristic cu durata întreruperilor de regim și cu durata reparațiilor prevăzute.

În industria metalurgică, de regulă mijloacele fixe productive au un regim continuu de funcționare, astfel încît pentru calcularea timpului lor disponibil de participare la realizarea producției într-o anumită perioadă calendaristică se folosește relația :

$$T_d = T_c - T_r \qquad (1)$$

în care : T_d este timpul disponibil pentru realizarea producției ;

T_c — timpul calendaristic al perioadei pentru care se calculează capacitatea de producţie ;
T_r — timpul prevăzut pentru reparaţii.

Calcularea capacităţii de producţie a sistemelor industriale

Pentru calcularea capacităţii de producţie a sistemelor industriale există următoarele cazuri :
— cazul în care se cunosc indicatorii de utilizare intensivă (I) şi extensivă (T_d) a unităţii de caracteristică dimensională principală.
Relaţia de calcul este :

$$C = K \cdot I \cdot T_d \qquad (2)$$

în care : C este capacitatea de producţie a sistemului :
K — mărimea caracteristicii dimensionale principale a sistemului ;
I — indicatorul utilizării intensive la nivelul cerinţelor de calcul al capacităţii de producţie ;
T_d — timpul disponibil pentru participarea la realizarea producţiei.
De exemplu, capacitatea de producţie a unui furnal cu un volum util (V_u) este :

$$C = V_u \cdot I \cdot T_d \ [t] \qquad (3)$$

în care semnificaţiile termenilor sînt cunoscute, unităţile lor de măsură fiind : I — [t/m³ zi] ; T_d — [zile].
Capacitatea de producţie a unei instalaţii de cocsificare cu un volum cunoscut (V) este :

$$C = V \cdot I \cdot T_d \ [t] \qquad (4)$$

în care semnificaţiile termenilor sînt cunoscute, unităţile lor de măsură fiind : I — [t/m³·oră] ; T_d — [ore].
În această categorie se includ şi sistemele industriale care nu au o caracteristică dimensională a cărei mărime să fie într-o relaţie liniară cu capacitatea de producţie a sistemului ; de exemplu, cuptoare de prăjire, mori de măcinare, cuptoare pentru feroaliaje, convertizoare cu oxigen, cuptoare electrice cu arc, instalaţii de turnare, maşini de trefilare, cuve de electroliză etc. Formulele de calcul pentru aceste cazuri sînt de tipul relaţiei (2), în care K = 1, I se exprimă în t/oră, iar T_d în ore ;
— cazul în care se cunosc capacităţile de producţie ale subsistemelor componente. În acest caz se pot întîlni două variante, şi anume :

• atunci cînd produsele subsistemelor sînt produse finite ale sistemului (de ex. secţii de elaborare a fontei compuse din mai multe furnale. secţii de oţelărie cu mai multe convertizoare etc.). Capacitatea de producţie este :

$$C = \sum_{i=1}^{i=n} CS_i \qquad (5)$$

în care Cs_i reprezintă capacitatea de producţie a subsistemului „i" ;

• atunci cînd subsistemele componente participă la realizarea aceluiaşi produs al sistemului dar pot funcţiona independent, constituind verigi de producţie ; de exemplu, sectoare de pregătire a încărcăturii cuptoarelor de elaborare a aliajelor, sectoare de laminare care cuprind secţii de încălzire a semifabricatelor, linii de laminare, secţii de ajustaj etc.
Capacitatea de producţie a unui astfel de sistem este dată de veriga conducătoare (acea verigă care are o importanţă deosebită pentru realizarea produsului respectiv, are o complexitate tehnică deosebită sau are o valoare de inventar superioară în comparaţie cu celelalte verigi din linia, secţia sau întreprinderea respectivă).
Formula de calcul a capacităţii de producţie este :

$$C = C_v \qquad (6)$$

în care C_v reprezintă capacitatea de producţie a verigii conducătoare.
De exemplu, la un sector de laminare, veriga de bază o reprezintă linia de laminare.

Întrucît în lucrarea de faţă s-a definit doar capacitatea de producţie a unui sistem industrial metalurgic şi s-a arătat modul de calcul al acesteia, într-un articol viitor se vor aborda şi alte două aspecte, şi anume : gradul de utilizare a capacităţii de producţie în industria metalurgică şi căile de creştere a eficienţei utilizării mijloacelor fixe productive din industria metalurgică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mihail Manolescu. Importanţa şi perspectivele industriei în noua Românie. Buletinul industriei. Bucureşti, 1921.
[2] Emanoil Cosor. Optimizarea capacităţii de producţie în secţiile de tratamente termice din întreprinderile constructoare de maşini. Teză de doctorat. I. P. Bucureşti, 1987.
[3] * * * Norme metodologice 3C/1979.

FACTORII CARE INFLUENȚEAZĂ DEZVOLTAREA PRODUCȚIEI DE OȚEL

Dr. ing. Gh. Chițu
ICEM — S.A.

CZ: 669.14

Avantajele tehnico-economice ale revigorării industriei metalurgice

Din cele cunoscute pe plan mondial, industria metalurgică este una din ramurile de bază ale economiei.

Cercetători din străinătate au afirmat că oțelul este produsul care determină puterea economică a unui stat, deci metalurgia este deosebit de importantă.

Și în România s-au efectuat cercetări cu privire la rolul metalurgiei și în decursul mai multor decenii s-a constatat că aceasta influențează favorabil indicatorii macroeconomici.

Siderurgia este o ramură care lucrează rentabil, putînd să se autosusțină, recuperînd cheltuielile cu materiile prime și resursele energetice din import, prin export propriu de produse metalurgice.

Mai avantajos este ca metalul să fie prelucrat în mașini, utilaje, echipamente ș.a. din care o parte să fie livrate la export, mărind gradul de valorificare a materiilor prime siderurgice importate.

În perioada 1983—1989 exportul de metal a fost cuprins între 2,3 și 3,8 mil. t/an, din care peste 60 % pe relația devize convertibile.

În țara noastră metalurgia are o veche tradiție, prima unitate organizată la nivel de producție industrială de anvergură fiind Combinatul Siderurgic Reșița, care are cca 2,5 secole de existență.

De importanță națională și de talie mondială sînt combinatele din Hunedoara, Galați, Cîmpia Turzii, Tîrgoviște, Călărași, Oțelu Roșu, Focșani, Buzău, uzinele de țevi din București, Roman, Zalău, Slatina, Iași, cele de produse neferoase din București, Baia Mare, Oradea, Copșa Mică, Slatina, uzinele de feroaliaje si refractare din Tulcea, Brașov, Alba Iulia, cele de electrozi siderurgici din Slatina, Titu etc.

Construirea industriei metalurgice a avut loc în mod eșalonat, iar o dezvoltare mai rapidă s-a produs după cel de-al 2-lea război mondial, ca o necesitate a reconstrucției țării și a consolidării economiei naționale.

Metalurgia, și în primul rînd siderurgia, a fost corelată cu necesitățile interne, cu obligațiile cuprinse în programele de colaborare cu alte țări, precum și cu unele cereri de metal ale pieței libere externe.

În etapa actuală, în România s-a depășit stadiul de reconstrucție cînd se punea problema asigurării unei cantități mari de metal. Astăzi, industria constructoare de mașini, chimia, petrolul, tehnica nucleară, aviația etc. solicită oțeluri cu proprietăți fizico-mecanice ridicate, în condiții de concurență internă și externă și pregătirea uzinelor pentru economia de piață, sistem practicat în toate statele moderne dezvoltate.

Capacitățile de producție realizate au asigurat, în general, necesarul de metal al tuturor sectoarelor de activitate, cu excepția unor sortotipodimensiuni pentru ramurile de vîrf ale tehnicii actuale și care se situează la cca 10 % din consumul total al României.

În metalurgia românească, la un nivel al producției de oțel de 10—12 mil. t/an se obțin multe avantaje, între care:

— majorarea eficienței utilizării capitalului fix de cel puțin 2,5 ori;

— ridicarea gradului de valorificare a materiilor prime și resurselor energetice de cca 1,5 ori;

— sporirea productivității muncii de aproape 2 ori;

— creșterea ratei profitului cu cca 35 %;

— echilibrarea balanței comerciale (valutare) ș.a.

Pentru realizarea acestor avantaje, în metalurgie este necesară o bună activitate managerială (aprovizionare, organizare, cointeresare etc.) și un început de restructurare-modernizare-retehnologizare.

Posibilitățiile concrete de asigurare a materiilor prime pentru siderurgie

La nivel mondial siderurgia a avut o dezvoltare sinuoasă dar ascendentă, pe o perioadă mai îndelungată, evoluția producției de oțel în ultimii 20 de ani prezentîndu-se astfel:

1970 = 593 mil. t	1985 = 719 mil.t
1975 = 644 mil. t	1990 = 770 mil. t
1980 = 716 mil. t	

La începutul și sfîrșitul anilor '80, siderurgia a avut perioade de recesiune ca urmare a accentuării crizei energetice pe plan mondial, care s-a extins și asupra ramurilor consumatoare de metal.

În perioada 1985—1990, pe principalele grupe de țări, producția de oțel a avut următoarea evoluție (tab. 1):

Tabelul 1

Grupa de țări	Producția de oțel		
	1985, mil. t/an	1990, mil. t/an	1990/1985, %
Industrializate	374	390	104,3
În curs de dezvoltare	76,8	102,3	133,2
Est-europene	214,1	203,4	95,1
din care:			
România	13,8	9,8	70,7

România, care este o țară în curs de dezvoltare, a avut una din cele mai accentuate descreșteri ale producției de oțel, deoarece nu a avut resurse energetice la nivelul necesarului, în vederea utilizării depline a capacităților instalate în metalurgie, în celelalte ramuri ale industriei, în agricultură etc.

În țările industrializate se acționează cu eficiență în direcția introducerii progresului tehnic, reducerii consumurilor specifice, utilizării de înlocuitori și se urmărește o creștere permanentă a gradului de valorificare a metalului și, ca urmare, nivelul producției de oțel nu va crește prea mult.

În țările în curs de dezvoltare se prelimina pentru anul 1995 o creștere a producției de oțel cu cca 20 % comparativ cu 1990.

Statele din estul Europei preconizează ca în anul 1995 producția de oțel să rămînă la nivelul anului 1990 deoarece economiile țărilor respective se află în plin proces de restructurare spre economia de piață.

Cu toate aspectele existente în diverse țări relativ la ascensiunea sau regresul siderurgiei, la nivel mondial producția de oțel a crescut și va crește în continuare, deoarece oțelul este un produs greu de înlocuit, iar comerțul internațional cu materii prime destinate metalurgiei a înregistrat creșteri.

Rezervele mondiale de minereu de fier asigură consumul pe cîteva sute de ani. În anul 1990 producția mondială a fost de 986 mil. t. Cei mai mari exportatori sînt: Brazilia (114 mil. t/an), Australia (100 mil. t/an), C.S.I. (36 mil. t/an), India (34 mil. t/an), Canada (27 mil. t/an).

În ceea ce privește cărbunii cocsificabili, resursele sînt practic inepuizabile (asigură consumul pe 2—3000 ani). Producția mondială în anul 1990 a fost de 3,2 miliarde t. Exportatori mari sînt: Australia (100 mil. t/an), S.U.A. (95 mil. t/an), Africa de Sud (46 mil. t/an), Canada (33 mil. t/an), Polonia (29 mil. t/an), C.S.I. (26 mil. t/an), China (18 mil. t/an), Columbia (18 mil. t/an), Germania (5 mil. t/an).

Consumul aparent de oțel

Printre indicatorii care arată nivelul producției siderurgice și stadiul de dezvoltare economică și tehnologică al unei țări se află și consumul aparent de oțel.

Acest indicator se determină sintetic cu relația:

Consum aparent = Producție + Import — Export

În tabelul 2 se prezintă evoluția consumului aparent de oțel la nivel mondial în perioada 1985—1990.

Tabelul 2

— mil. t —

Anul	Producția	Import	Export	Consum aparent mondial
1985	719	166	170	715
1989	785	157	168	774
1990	769	172	166	773

Nivelul consumului aparent de oțel diferă mult de la o țară la alta. Mai concludent este consumul aparent pe locuitor.

Din acest punct de vedere, în anul 1989, România, cu un consum aparent de 467 kg/locuitor, se poate compara cu realizările unor țări ca Finlanda (458), Suedia (463), Italia (483).

Consumul aparent de oțel al țării noastre este inferior celui realizat în unele state industrializate cum sînt: Canada (542), C.S.I. (562), Germania (575), Ceho-Slovacia (692), Japonia (758).

În România în anul 1992 se prelimină un consum aparent de cca 220 kg/locuitor.

Preocupare pentru reducerea consumului aparent de oțel există în toate statele, dar prin măsuri tehnice, management, creșterea eficienței și nu prin „blocaj financiar".

Sinteza factorilor care influențează nivelul producției de oțel

Ca urmare a cercetărilor întreprinse pe o perioadă îndelungată, a rezultat că asupra consumului aparent și, în consecință, asupra nivelului producției de oțel, au avut influență mulți factori, din care mai semnificativi sînt:

— dezvoltarea economiei în ansamblu (nivelul PIB, VN ș.a.), care se intercondiționează cu metalurgia;

— creşterea producţiei industriale în general, şi în mod deosebit a ramurii construcţiei de maşini, care este mare consumatoare de metal (cca 50 %). Restul de produse siderurgice se utilizează astfel: cca 20 % în activitatea de construcţii, întreţinere, reparaţii, cooperaţie, fondul pieţei etc., iar diferenţa de cca 30 % se prelucrează de industria metalurgică în ţevi, produse trefilate ş.a.;
— extinderea activităţii de investiţii de construcţii-montaj şi mecanizarea construcţiilor;
— mecanizarea lucrărilor miniere, extinderea forajului marin, a extracţiei şi prelucrării ţiţeiului şi a materialelor de construcţii;
— dezvoltarea bazei energetice şi a reţelelor de distribuţie;
— mecanizarea agriculturii, silviculturii şi extinderea irigaţiilor;
— intensificarea producţiei bunurilor de larg consum, mecanizarea şi automatizarea casnică;
— dezvoltarea transporturilor, mecanizarea şi automatizarea unor lucrări, conteinerizarea, creşterea vitezei de circulaţie a trenurilor, extinderea reţelei de şosele etc.;
— ridicarea nivelului activităţii social-culturale, a gradului de urbanizare, a turismului şi creşterea serviciilor pentru populaţie;
— creşterea venitului pe cap de locuitor;
— dezvoltarea acţiunilor de cooperare între ţări şi a schimburilor internaţionale;
— diversificarea producţiei de oţel, prelucrarea acestuia în sortimente cu valoare mai mare de întrebuinţare, ridicarea nivelului productivităţii muncii în siderurgie, precum şi îmbunătăţirea calităţii, reducerea consumurilor specifice, în vederea creşterii competitivităţii metalului realizat.

Aceşti factori influenţează în mod diferit producţia, mai ales consumul aparent de oţel, şi între unii din aceşti factori s-au stabilit corelaţii de interdependenţă.

Pentru aceste considerente este recomandabil ca la propunerile formulate pentru restructurarea siderurgiei să fie avuţi în vedere toţi aceşti factori, care determină nivelul producţiei şi al consumului de oţel.

În încheiere se poate afirma că cererea pieţei şi rentabilitatea fabricaţiei sînt factorii cei mai dinamici ai nivelului producţiei de oţel.

BIBLIOGRAFIE

[1] T o i a A. şi colectiv. *Cercetări privind impactul inovării tehnologice asupra evoluţiei cercetării şi producţiei metalurgice.* Lucrare ICEM, 1991.

[2] Ministerul Industriei. *Strategia de restructurare a industriei.* Lucrare elaborată în anul 1992.

[3] *Conjunctura economiei mondiale.* Lucrare IEM, 1992.

[4] *Anuarul statistic al României.*

[5] *Statistica oţelului pe anul 1991.* Buletin editat de IISI, Bruxelles, 1992.

[6] *Banca de date a ICEM.*

[7] C h i ţ u Gh. *Rolul metalurgiei în economia României.* Revista Metalurgia, nr. 8, 1990.

Revista revistelor

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 16*

— Formarea inginerilor şi cercetarea în învăţământul superior în vederea unor tehnici de finisare nepoluante. Formarea prin turnare a materialelor metalice (Uniunea turnătorilor germani), p. 669

— Asigurarea progresului ingineresc în tehnologiile de turnare, problemă prioritară, p. 671

— GDM — adunarea colaboratorilor la Augsburg, cu o bună participare, p. 672

— Situaţia turnătoriilor de metale neferoase, p. 673

— Experienţa de exploatare cu o instalaţie combinată de ardere a gazelor reziduale şi regenerarea termică a nisipurilor, într-o turnătorie specială de aluminiu, p. 678

— Comunicări de specialitate la Congresul turnătorilor — Düsseldorf (rezumate). Partea a 2-a, p. 682

— Acumularea datelor de exploatare; activitate principală — prelucrarea interuzinală a informaţiilor, p. 689

— Informaţii tehnice: posibilităţi îmbunătăţite de utilizare a fontei turnate cu grafit vermicular, p. 691

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 17*

— Cel de-al 59-lea Congres mondial al turnătorilor, în Brazilia, p. 707

— A 37-a reuniune a Asociaţiei turnătorilor germani de la Dresda. Intensificarea activităţilor internaţionale, p. 708

— Turnătoriile germane între economia planificată şi cea de piaţă p. 709

— „Hexagonala" — întrunirea a şase ţări la Portoroz/Slovenia pe probleme tehnice de turnare, p. 712

— Calitatea este mai mult decît normă, p. 715

— Cercetările structurale cantitative pe fonte cu grafit nodular marchează condiţiile de fabricaţie, p. 718

— Influenţa fabricaţiei modelului asupra calităţii turnării aluminiului în forme cu modele gazificabile, p. 722

METODE MATEMATICE DE ANALIZĂ A TEXTURII

II - Coeficienții funcției de distribuție a orientării cristalografice *)

Dr. ing. Doina Răducanu
Universitatea „Politehnica" București

CZ: 51. 620.18

Funcția de distribuție a orientării cristalografice (F. D. O.) se poate dezvolta în serie armonică de funcții sferice cu simetrie apropiată [1], [2]:

$$f(g) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{T}_l^{\mu\nu}(g) \qquad (1)$$

Coeficienții F.D.O., notați $C_l^{\mu\nu}$, se calculează cu ajutorul valorilor experimentale furnizate de figurile de poli directe sau reciproce. Se definește mai întîi funcția de distribuție plană a orientării cristalografice (F.D.P.O) cu relația [1]:

$$F.D.P.O = A(h, y) = 4\pi \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} \frac{C_l^{\mu\nu}}{2l+1} \dot{K}_l^{\mu}(h)\, \dot{K}_l^{\nu}(y) \qquad (2)$$

Funcția A (h, y) are un rol important, deoarece reprezintă frecvența cu care direcția cristalină $h_i = \{h_1, h_2, h_3\}$ coincide cu direcția probei y. În ecuația (2) $\dot{K}_l^{\mu}(h)$ și $\dot{K}_l^{\nu}(y)$ sînt funcții sferice proiectate plan pentru simetria cristalului, respectiv simetria probei.

Sînt posibile două metode pentru rezolvarea ecuației (2) cu ajutorul valorilor experimentale din figurile de poli directe sau reciproce:

a — se menține fixă direcția cristalină (h_i) și se variază direcția probei;

b — se menține fixă direcția probei (y) și se variază direcția cristalină h_i.

În primul caz (a), materialul experimental îl constituie figurile directe de poli, în al doilea caz (b), figurile reciproce (inverse) de poli.

*) Prima parte a lucrării a apărut în revista Metalurgia nr. 11—12/1992.

Pentru determinarea coeficienților $C_l^{k\nu}$ din figurile directe de poli obținute cu metode difractometrice, se presupune $h = h_i = \{_1, h_2, h_3\}$ constant, unde (h_i) reprezintă un anumit plan cristalografic.

În acest caz, ecuația (2) devine:

$$A(h_i, y) = P_{hi}(y) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\nu=1}^{N(l)} \left[\frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{K}_l^{\mu}(h_i) \right] \dot{k}_l^{\nu}(y) \qquad (3)$$

Dacă se notează:

$$F_l^{\nu}(h_i) = \frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\mu=1}^{M(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{K}_l^{\mu}(h_i) \qquad (4)$$

ecuația (3) devine:

$$P_{hi}(y) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\nu=1}^{N(l)} F_l^{\nu}(h_i)\, \dot{k}_l^{\nu}(y) \qquad (5)$$

în care: F_l^{ν}(hi) sînt coeficienții figurii directe de poli;

$P_{hi}(y)$ — reprezintă frecvența cu care în probă normala la planul $h_i = \{h_1, h_2, h_3\}$ coincide cu diverse direcții ale probei y. Funcția $P_{hi}(y)$ nu este altceva decît figura directă de poli pentru planul cristalografic h_i.

Astfel, figurile de poli furnizează datele experimentale pentru efectuarea calculului. Coeficienții $F_l^{\nu}(h_i)$ și $C_l^{\mu\nu}$ sînt legați într-un sistem de $2l + 1$ ecuații liniar independente reprezentat de ecuația (4). Acest sistem se poate rezolva dacă se determină valorile coeficienților $F_l^{\nu}(h_i)$, necunoscutele fiind valorile coeficienților $C_l^{\mu\nu}$.

Coeficienții $F_l^{\nu}(h_i)$ se pot obține din date experimentale prin integrarea după toate direcțiile y:

$$F_l^{\nu}(h_i) = \oint P_{hi}(y)\, \dot{K}^{*\nu}_l(y)\, d_y \qquad (6)$$

unde: $K^{*\nu}_l(y)$ este conjugata complexă a funcției $\dot{K}_l^{\nu}(y)$.

Integrala curbilinie se poate transforma în integrală dublă dacă se folosesc coordonatele sferice:

$$F_l^{\nu}(h_i) = \int_0^{\pi} \int_0^{2\pi} P(h_i, \Phi, \beta)\, \dot{K}_l^{\nu}(\Phi, \beta) \sin \Phi\, d\beta\, d\Phi \qquad (7)$$

Pentru determinarea coeficienților C din figurile inverse de poli, se presupune $y = y_i =$

$=\{y_1, y_2, y_3\}$ constant (unde y_i este un anumit plan al probei). În acest caz ecuaţia (1) devine /1/ :

$$A(h, y_i) = R_{y_1}(h) =$$

$$= \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} \left[\frac{4\pi}{2l+1} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{k}_l^{\nu}(y_i) \right] \dot{K}_l^{\nu}(h_i) \qquad (8)$$

cu aceeaşi semnificaţie ca şi în relaţiile de mai sus.

În mod analog, se poate nota :

$$H_l^{\mu}(y_i) = \frac{4\pi}{2l+} \sum_{\nu=1}^{N(l)} C_l^{\mu\nu} \dot{k}_l^{\nu}(y_i) \qquad (9)$$

şi ecuaţia devine :

$$R_{y_1}(h) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(l)} H_l^{\mu}(y_i) \cdot \dot{K}_l^{\nu}(h) \qquad (10)$$

în care : $H_l^{\mu}(y_i)$ sînt coeficienţii figurii inverse de poli. Aceştia se pot obţine din datele experimentale prin integrare după toate direcţiile h :

$$H_l^{\mu}(y_i) = \oint R_{y_1}(h) \cdot \dot{K}^{*\mu}(h)\, dh \qquad (11)$$

În continuare, se poate rezolva sistemul de $(2l + 1)$ ecuaţii liniar independente reprezentat de relaţia (9) în care necunoscutele sînt coeficienţii $C_l^{\mu\nu}$.

S-a arătat în lucrarea /2/ că seria armonică reprezentată de ecuaţia (1) se trunchiază în mod obişnuit la valori $16 < l < 22$. Pentru un l precizat (finit) numerele M(l) şi N(l) depind de simetria cristalului, respectiv simetria probei. De altfel, cu ajutorul lor se precizează numărul de figuri de poli directe sau reciproce necesare pentru calculul F.D.O. De asemenea, funcţiile sferice $\dot{K}_l^{\mu}(h)$, $\dot{K}(y_i^{\nu})$ depind şi ele de simetria celulei elementare cristaline, respectiv de simetria probei, şi se pot calcula cu o serie de date din literatura de specialitate [1], [3], [4].

F.D.O. se poate calcula pentru anumite asociaţii între simetria celulei elementare cristaline şi simetria probei, valorile pentru M(l) N (l), $\dot{K}_l^{\mu}(h)$, $\dot{K}_l^{\nu}(y)$ depinzînd de respectiva asociaţie.

Deoarece ecuaţiile (4), (7), (9) pun o serie de probleme în rezolvare atunci cînd se folosesc date experimentale din figurile de poli, într-o lucrare viitoare se va prezenta un exemplu concret de calcul al coeficienţilor F. D. O. pentru o asociaţie simetrie cubică — ortorombică (celula elementară cristalină — probă).

BIBLIOGRAFIE

[1] Bunge H. I. Mathematische Methoden der Texturanalyse. Academic Verlag, Berlin, 1969

[2] Răducanu D. Teză de doctorat, Facultatea Ingineria proceselor metalurgice, I. P. Bucureşti, 1990

[3] Eichelkraut H. Luke K. Acta Metallurgica, vol. 36, nr. 1, 1988, p. 55—68

[4] Roe R. J. Journal of Appl. Physics, vol. 36, nr. 6, 1965, p. 2024—2031

Revista revistelor

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 18*

— Turnătorii de fontă, oţel şi maleabile — iunie '92. Bilanţ semestrial cu „lumini şi umbre", p. 749

— Temperatura formei ca indicator pentru conducerea procesului de turnare sub presiune, p. 753

— Contribuţii la obţinerea de grăunţi fini la aliajele Al—Si hipereutectice (cu 26% Si), p. 756

— „Motivarea" — o cale spre calificare, productivitate şi satisfacţie. Schimbul de experienţă REFA — Turnătorie 1992, p. 760

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 19*

— Comportarea la recirculare şi regenerare a materialelor (nisipuri) de formare; aprecierea tehnologică şi factorii de influenţă, p. 779

— Cerinţe în ceea ce priveşte eşalonarea şi planificarea capacităţilor în turnătorii. Partea I. Rezultatele unei anchete, p. 787

— Premiul Karl — Hüttenes 1992 pentru lucrări în domeniul regenerării nisipurilor uzate, p. 789

— Sinteză bibliografică asupra mecanizării execuţiei formelor şi miezurilor, p. 793

— Sinteză bibliografică: cuptoare electrice de topire, încălzire şi turnare, p. 799

ZONA DE REACȚIE ÎN CAZUL UTILIZĂRII DE LĂNCI CU MAI MULTE ORIFICII (IV)

Dr. ing. C. Rizescu

CZ : 669.184 : 546.21

În oțelăriile cu convertizoare cu oxigen, se întîlnesc cu precădere lăncile cu mai multe orificii ale căror axe sînt înclinate sub un anumit unghi față de verticală. De regulă, la alegerea secțiunii unui orificiu se pornește de la o secțiune globală a unei lănci cu un singur orificiu, care asigură o desfășurare echivalentă a proceselor. În aceste condiții, diametrul d_n al orificiilor noii lănci va fi dat, în funcție de diametrul orificiului d_0 al lăncii cu un orificiu, de relația :

$$d_n = \frac{d_0}{\sqrt{n}}$$

unde n reprezintă numărul de orificii al lăncii. La aceiași parametri de suflare, prin mărirea raportului $\frac{H}{d_0}$ se vor înregistra, în baza celor menționate precum și în funcție de valoarea unghiului caracteristic orificiului considerat, alte dimensiuni ale zonei de reacție, în comparație cu starea de referință — lancea cu un orificiu. Cercetările pe model au arătat că, în raport cu valoarea unghiului caracteristic orificiului, jeturile individuale pot interacționa între ele, ajungînd chiar să formeze un jet unic de formă complexă, care pe măsura îndepărtării de orificiu să se apropie treptat ca formă de jetul obișnuit cu un singur ax de simetrie.

În figura 1 este reprezentată schema intersectării jeturilor de oxigen, în funcție de unghiul γ de înclinare al orificiilor față de verticală.

O dată cu mărirea unghiului de înclinare a orificiilor față de verticală, jeturile tind să se comporte individual. Componenta orizontală a impulsului crește, ceea ce favorizează procesul de amestecare a băii, dar în același timp componenta verticală se micșorează ; deci, capacitatea de pătrundere a jetului în baie se diminuează, cu consecințele cunoscute de la lancea cu un orificiu. De aceea determinarea valorii unghiului este un proces de optimizare, acesta alegîndu-se în funcție de condițiile de împrăștiere a jetului de oxigen și de capacitatea necesară de pătrundere a jetului în baie.

Mărimea zonei de reacție

Demin, Permihov și Xmelevskaia, studiind pe modele procesul interacțiunii jetului, înregistrează pe peliculă dinamica dezvoltării zonei de reacție și propun, pe baza prelucrării datelor experimentale, relații pentru determinarea volumului zonei de reacție și, în funcție de aceasta, a unghiului optim al jetului în cazul lăncii cu mai multe orificii.

Volumul zonei de reacție „Y", în cazul lucrului cu lancea la nivelul băii sau imersată în aceasta, este determinat astfel :

$$V = knb\, l^2 \sin\gamma\,(\cos\gamma + 2c) \qquad (1)$$

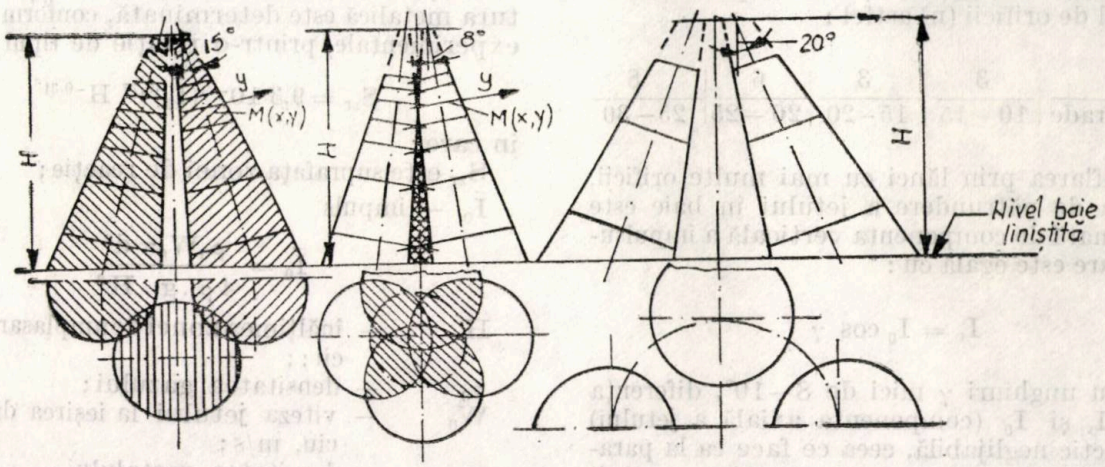


Fig. 1 Schema intersectării a patru jeturi la nivelul băii, pentru diferite valori ale unghiului γ de înclinare
Fig. 1 Intersection of four jets at bath level for various γ angles

în care :

n este numărul de orificii ale lăncii ;

l — lungimea calculată a jetului în baie, determinată cu ajutorul relației lui Efimov :

$$l = d_0 A_r^{0,5} \quad (2)$$

b — lățimea medie a zonei de reacție (a jetului) :

$$b = d_0 + l \operatorname{tg} \frac{\beta}{2} \quad (3)$$

(β fiind unghiul de deschidere a jetului). La unghiuri de „deschidere" a jetului cuprinse între 16 și 22° „lățimea" medie este $b = 0{,}16\ l + d_0$;

c — adîncimea relativă, exprimată în lungimi de jet : $c = \frac{H_{imersat}}{l}$

k — coeficient care variază între 1,0 și 0,5.

În cazul în care lancea este poziționată la distanța H deasupra băii (situație specifică convertizoarelor cu oxigen), volumul zonei de reacție este determinat prin relația :

$$V = 0{,}32\ n \frac{H^3}{c_1^3} \cdot (\cos^2\gamma - 2c_1 \cos\gamma + c_1^2) \operatorname{tg}\gamma \quad (4)$$

în care $c_1 = \frac{H}{L}$, unde L reprezintă lungimea totală a jetului.

Pe baza calculului, a modelelor geometrice și a încercărilor industriale ale unor lănci cu mai multe orificii de suflare, s-a stabilit că, în cazul poziționării lăncii deasupra nivelului băii, mărimea optimă a unghiului γ este dependentă de numărul de orificii (n) astfel :

n	3	3	6	8
γ, grade	10 – 15	15–20	20–25	25–30

La suflarea prin lănci cu mai multe orificii, acțiunea de pătrundere a jetului în baie este determinată de componenta verticală a impulsului I_v, care este egală cu :

$$I_v = I_0 \cos\gamma$$

Pentru unghiuri γ mici de 8–10°, diferența dintre I_v și I_0 (componenta axială a jetului) este practic neglijabilă, ceea ce face ca la parametri identici de suflare, ca urmare a intersectării jeturilor, să existe de fapt chiar o creștere relativ mică (max. 10%) a adîncimii zonei de reacție, în raport cu lancea cu un orificiu (fig. 2). La lancea cu patru orificii cu $\gamma = 12 - 15°$ nu se mai constată diferențe ale adîncimii de pătrundere față de lancea cu un orificiu.

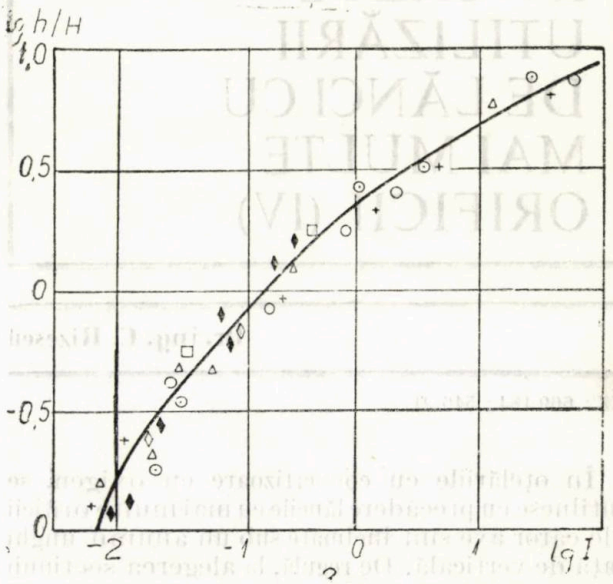


Fig. 2. Adîncimea relativă a zonei de reacție în funcție de „impulsul adimensional" I la lancea cu un orificiu și lancea cu 4 orificii

Fig. 2. Reaction zone relative depth depending on nondimensional pulse, I, for the one hole lance and for the lance with four holes

În ceea ce privește diametrul zonei de reacție, în cazul lăncilor cu mai multe orificii, problema este deosebit de complexă, ceea ce face ca într-o primă aproximație diametrul să fie determinat pentru fiecare jet ca și în cazul lăncii cu un singur orificiu. Dacă jeturile individuale se intersectează într-un singur jet monoaxial, atunci diametrul zonei de reacție se calculează ca diametru echivalent al jetului monoaxial, folosindu-se relațiile existente.

Secțiunea zonei de reacție dintre jet și topitura metalică este determinată, conform datelor experimentale, printr-o relație de tipul :

$$S_{zr} = 9{,}3\ 10^{-3} (\bar{I}_0)^{0,77}\ H^{-0,31} \quad (5)$$

în care :

S_{zr} este suprafața zonei de reacție ;

$\bar{I}_0$ — impuls

$$\bar{I}_0 = \frac{\rho_0 W_0 \pi\, d^2}{4 \rho \cdot g \cdot H^3}$$

H — înălțimea zonei de amplasare a lăncii : ;

ρ_0 — densitatea gazului ;

W_0 — viteza jetului la ieșirea din orificiu, m/s ;

ρ — densitatea metalului.

Pentru lancea cu mai multe orificii, în cazul în care jeturile nu se intersectează, în prima

aproximaţie se poate considera că suprafaţa de reacţie se determină în mod asemănător lăncii cu un orificiu.

În figura 3 este arătată dependenţa zonei de reacţie de înălţimea de poziţionare a lăncii în cazul unui convertizor de 53 t, la o lance cu un orificiu (d =60 mm şi impuls I_0=175 kgm/s) şi respectiv la o lance cu patru orificii (d = 35 mm şi acelaşi impuls total). În situaţia în care jeturile se intersectează, atunci , în funcţie de gradul

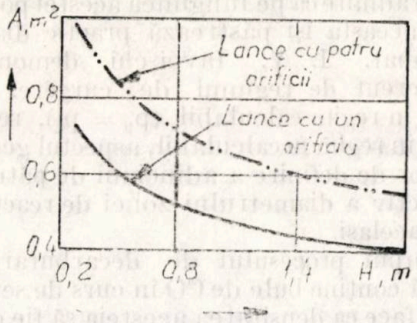


Fig. 3. Dependenţa suprafeţei de contact de înălţimea de poziţionare a lăncii pentru un convertizor de 55 t (I_0 = = 175 kgm/s)

Fig. 3. Contact surface dependence on lance tip height for a 56 t converter (I_0 = 175) Kgm/s)

de intersectare, suprafaţa de reacţie poate reprezenta o valoare medie între lancea cu jeturile neintersectate şi respectiv lancea cu un singur jet, corespunzătoare din punct de vedere al impulsului total.

Din cele prezentate, a rezultat influenţa determinantă a regimului de suflare asupra zonei de reacţie dintre jetul de oxigen şi baie şi, prin aceasta, asupra procesului de formare a zgurii, a intensităţii de oxidare a elementelor însoţitoare, a degajărilor de praf, precum şi asupra durabilităţii căptuşelii refractare a convertizorului. În continuare, se prezintă jetul de oxigen la lancea cu mai multe orificii, în vederea analizei eficienţei insuflării şi a stabilirii direcţiei de perfecţionare a regimului de insuflare.

Referindu-se la acest aspect, Afanasiev introduce parametrul T (kgf) ca o caracteristică a orificiului , calculată după parametrii jetului în secţiunea de ieşire a orificiului cu relaţia :

$$T = \frac{QgW_0}{n} \qquad (6)$$

unde :

Q este debitul oxigenului prin lance, kg/s ;

W_0 — viteza jetului la ieşirea din orificiu, m/s ;

n — numărul jeturilor care ies din lance ;

g — acceleraţia gravitaţională, m/s².

Mărimea acestei forţe este suficientă pentru caracterizarea calitativă a jetului de oxigen. Se are în vedere faptul că două jeturi cu aceeaşi valoare a lui T pot să difere din punct de vedere al geometriei lor. De aceea, pentru caracterizarea mai completă a jetului, se utilizează raportul forţei în orificiul T, la suprafaţa de ieşire a acestuia, S_0, aşa-numita presiune dinamică în secţiunea de ieşire, t, kgf/m², definită prin relaţia :

$$t = \frac{T}{S_0}\psi\Sigma\frac{QgW_0}{S_{cr}} \qquad (7)$$

unde : S_{cr} este suprafaţa secţiunii critice ;

S_0 — suprafaţa specifică a jetului ;

ψ — gradul de împrăştiere a jetului.

Dacă se notează cu p_1 şi p_2 presiunea înaintea orificiului şi respectiv cea din incinta convertizorului, iar prin k coeficientul adiabatic, din datele de termodinamică a jetului, prin transformări corespunzătoare în ecuaţia (7) şi înlocuirea lui K= 1,4 şi p_2 = 1,034 ... 1,65 kgf/cm², se ajunge la :

$$t \sim 7(p_1^{2/7} - 1) \qquad (7,b)$$

Rezultă deci că presiunea dinamică a jetului, t, în secţiunea de ieşire a orificiului este în funcţie de presiunea la intrarea în orificiu (numită uneori şi presiune de frînare) şi de aceea t poate servi drept caracteristică generală a jetului de oxigen.

Dependenţa dintre presiunea dinamică în secţiunea orificiului şi raportul $\frac{W_0}{W_{max}}$, pe de o parte, şi presiunea la intrarea în orificiu P_1 (presiunea de frînare), pe de altă parte, este reprezentată grafic în figura 4.

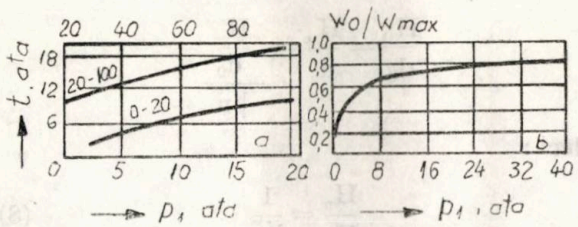


Fig. 4. Dependenţa presiunii dinamice (a) în secţiunea orificiului şi a raportului $\frac{W_0}{W_{max}}$ (b) de presiunea la intrarea în orificiu, p_1

Fig. 4. Dynamic pressure, (a), in hole section and $\frac{W_0}{W_{max}}$, (b), dependence on hole entrance pressure (p_1)

În vederea micşorării pierderilor de fier şi a protejării băii de supraoxidare, jetul de oxigen trebuie să aibă o astfel de capacitate de pătrundere încît zona de reacţie să nu se formeze la suprafaţa băii ci să se întindă pe adîncime, în volumul acesteia. Aşa cum s-a menţionat deja, acest obiectiv este în funcţie de impulsul jetului în zona de contact şi de nivelul de poziţionare

a lăncii. Impulsul jetului este strict determinat de presiunea dinamică a jetului de oxigen în secţiunea de ieşire din orificiu.

Valoarea optimă a presiunii dinamice t se alege în funcţie de posibilităţile tehnice şi de oportunitatea ei tehnologică. În cazul în care presiunea la intrarea în orificiu este de 6—8 ata, ceea ce corespunde (fig. 4) unei presiuni dinamice t, în secţiunea de ieşire de 5—6 ata, aceasta este considerată ca insuficientă formării unei zone de reacţie cu adîncime corespunzătoare desfăşurării în condiţii optime a proceselor metalurgice. De asemenea, la acest nivel de presiune, variaţii mici ale presiunii p_1 (care sînt posibile ca urmare a variaţiei presiunii în conducta de alimentare cu oxigen) vor influenţa puternic viteza de curgere (fig. 4, b) cu consecinţe asupra impactului jetului de oxigen cu baia metalică. Creşterea presiunii p_1 la peste 16 ata va asigura stabilitatea corespunzătoare a jetului la o intensitate specifică de suflare a oxigenului adecvată (m^3/t. min).

S-a menţionat deja faptul că adîncimea zonei de reacţie şi suprafaţa acesteia sînt determinate de nivelul de poziţionare a lăncii faţă de baia metalică. Drept caracteristică a nivelului de poziţionare a lăncii a fost considerat, în majoritatea relaţiilor prezentate anterior, raportul dintre înălţimea H de poziţionare a lăncii faţă de diametrul d_0 la ieşirea din orificiu, $\frac{H}{d_0}$. Avînd în vedere modul de dimensionare a secţiunii orificiului lăncii cu n orificii, rezultă că la aceeaşi presiune dinamică, pentru a avea şi raporturi de poziţionare H/d cu influenţă similară faţă de lancea cu un orificiu, va trebui ca :

$$\frac{H_0}{d_0} = \frac{H_n}{d_n} = \frac{H_n}{\frac{d_0}{\sqrt{n}}}$$

şi deci :

$$\frac{H_n}{H_0} = \frac{1}{\sqrt{n}} \qquad (8)$$

unde : H_0 este poziţia lăncii cu un orificiu ;
H_n — poziţia lăncii ca n orificii.

Influenţa unghiului de înclinare a jetului faţă de suprafaţa băii, $90-\gamma$, se determină din condiţiile menţinerii componentei verticale a vitezei axiale a jetului în locul de impact cu baia, ceea ce impune includerea în relaţia (8) a factorului suplimentar $\cos^2 \gamma$, ceea ce face ca relaţia generalizată a poziţiei lăncii cu n orificii faţă de lancea cu un singur orificiu să aibă forma :

$$H_n = (H_0/\sqrt{n}) \cos^2 \gamma \qquad (8,b)$$

Impactul jetului de oxigen cu baia metalică şi respectiv determinarea prin calcul a caracteristicilor zonei de reacţie, în condiţiile reale, sînt dificile şi datorită faptului că, adeseori, presiunea gazului la ieşirea din ajutaj este mai mare decît presiunea din mediul înconjurător, ceea ce face ca în partea iniţială a jetului, în apropierea orificiului, la o anumită distanţă, *) H_{in}, să aibă loc o nouă expansiune şi deci la căderea presiunii de la p_0 la p_2 va apărea o detentă suplimentară a jetului. În acest caz, jeturile ajung la viteza W_{01}, care este superioară vitezei gazului la ieşirea din orificiu. Schimbul de masă cu mediul înconjurător în porţiunea iniţială este neimportant, de aceea se admite că pe lungimea acestei porţiuni a jetului aceasta îşi păstrează practic diametrul neschimbat. I. V. Iavoischi demonstrează că indiferent de regimul de curgere, adică curgere în regim calculabil ($p_0 = p_2$), respectiv curgere în regim necalculabil, aspectul general al ecuaţiilor de definire a adîncimii de pătrundere şi respectiv a diametrului zonei de reacţie este practic acelaşi.

În timpul procesului de decarburare baia metalică conţine bule de CO în curs de separare, ceea ce face ca densitatea acesteia să fie diferită de cazul topiturii monofazice. Rezultatele experimentărilor efectuate pe modele au arătat că, la barbotarea băii cu bule de gaz, adîncimea de pătrundere a jetului creşte, în timp ce diametrul zonei de reacţie depinde puţin de starea hidrodinamică a sistemului bifazic. Influenţa prezenţei bulelor de gaze poate fi luată în considerare, într-o primă aproximare introducîndu-se în ecuaţiile corespunzătoare, în locul densităţii ρ a topiturii, densitatea aparentă a băii bifazice (topitură — gaz) definită prin relaţia :

$$\rho_{m-g} = \frac{\rho_0 \rho}{\rho_0 \rho + (1-\alpha)\rho_0} \qquad (9)$$

unde α este proporţia corespunzătoare de gaz aflat în baia metalică.

Pentru calcule estimative s-a arătat că densitatea aparentă a băii bifazice (topitură — gaz) este aproximativ de 1,5—2 ori mai mică decît densitatea topiturii şi, în consecinţă, adîncimea de pătrundere a jetului va fi cu 1,2—1,4 ori mai mare.

Pierderile prin stropi

Un rezultat al interacţiunii jetului de oxigen cu baia metalică este şi formarea, respectiv pierderea de metal prin stropi Pentru determinarea influenţei diverşilor factori asupra pierderilor prin stropi s-au făcut studii pe modele. Studierea pe model a fenomenelor ce au loc în timpul afinării fontei în convertizor LD prezintă importante dificultăţi, ridicate de natura complexă a transformărilor care au loc în baia

*) Această distanţă este greu de calculat şi regimul de curgere în această situaţie este denumit curgere în regim necalculabil

metalică lichidă. În baia metalică au loc procese de dinamica fluidelor determinate de forţe de diverse feluri, procese de solubilitate parţială sau totală a gazelor, schimburi termice între fazele sistemului, reacţii chimice însoţite de degajări de gaze. Deoarece reproducerea simultană pe un model a complexului de procese prezintă mari dificultăţi, se preferă studierea unui singur proces sau găsirea, dacă este posibil, a unei soluţii care să ţină seamă de interdependenţa lor. Astfel, pentru studierea pierderilor prin stropi pe un model de convertizor s-au omis schimburile termice şi reacţiile chimice şi s-a ţinut seamă numai de interacţiunile dintre

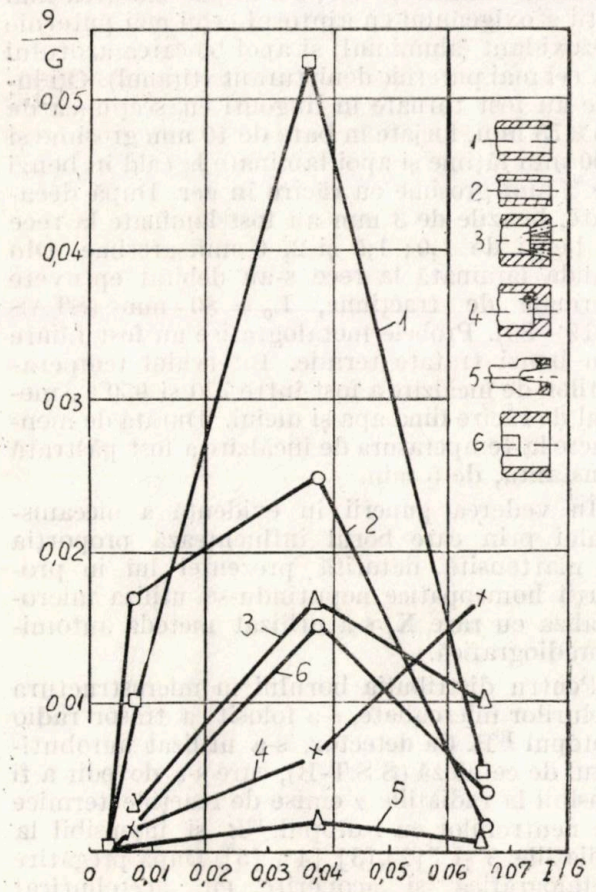


Fig. 5. Antrenarea stropilor din model în funcţie de caracterul interacţiunii jetului cu topitura în cazul duzelor de diferite tipuri :

1. duză diafragmă dublă; 2. duză cilindrică; 3. duză cu 3 jeturi ; 4. duză cu aducerea tangenţială a gazului ; 5. duză cu două capete de insuflare ; 6. duză cu corp central

Fig. 5. Model drops quantity depending on type of jet, melt interaction for various holes

curenţii de gaze şi lichid, luîndu-se în considerare următoarele variabile : tipul duzei, debitul de gaz, adîncimea băii metalice, distanţa lăncii faţă de suprafaţa băii. O altă variabilă a fost debitul insuflat pe la partea inferioară a modelului care reproduce, din punct de vedere mecanic, efectul pe care îl are barbotarea băii metalice datorită dezvoltării în masa metalului lichid a oxidului de carbon în timpul insuflării oxigenului.

În figura 5 este prezentată dependenţa cantităţii de stropi din model pentru diferite tipuri de duză utilizate, valoarea raportului dintre impuls şi greutatea băii. La aceste experimentări secţiunea critică a fiecărei duze a fost păstrată constantă. Datele din figura 5 confirmă dependenţa directă dintre impuls şi pierderile prin stropi, redate prin raportul dintre greutatea stropilor „g" şi greutatea băii „G". Majoritatea duzelor au un maxim la valoarea raportului I/G = 0,038, iar antrenarea cea mai mică de stropi se constată în cazul lăncilor multiorificii şi a lăncii cu corp central.

În ceea ce priveşte influenţa celorlalţi factori amintiţi, din examinarea datelor experimentale s-au concluzionat următoarele :

— cantitatea pierderilor prin stropi creşte o dată cu mărimea debitului insuflat pe sus şi a adîncimii băii metalice ;

— debitul insuflat prin vatra convertizorului (model) nu exercită o influenţă directă în ceea ce priveşte pierderile prin stropi ;

— cînd debitul insuflat prin vatră este anulat, echilibrul dinamic al băii este radical modificat şi greutatea medie a pierderilor prin stropi este mult mai mare decît aceea rezultată în cazul existenţei şi a unui debit insuflat prin vatră ; interpretarea fizică a acestui rezultat cu caracter general poate fi explicată în sensul că agitarea băii, provocată de insuflarea prin vatră, tinde să frîneze impulsul jetului gazos insuflat pe sus ;

— distanţa de la lance la baie nu exercită direct un efect sensibil asupra pierderilor prin stropi ; influenţa acestei variabile se manifestă în special ca intervenţie asupra acţiunii altor variabile.

Din cele prezentate pe baza prelucrării unora din datele existente în literatura de specialitate rezultă caracterul complex al definirii zonei de reacţie la insuflarea cu oxigen a băii de oţel lichid. Evident că se pot ridica la fiecare din aspectele prezentate multe întrebări. Răspunsul la acestea poate fi dat numai pe baza unor experimentări proprii. De fapt, scopul acestei lucrări a constat tocmai în dorinţa de a pune probleme şi de a provoca experimentări şi analize teoretice. (Pentru bibliografie se vor consulta părţile I — III.)

* * *

În continuare se va încerca , tot pe baza unor date publicate în literatura de specialitate, analiza unora din principalele probleme ale trecerii de la suflarea oxigenului pe sus (varianta L D clasic) la insuflarea combinată, inclusiv deci prin vatra convertizorului, care astăzi este varianta tehnologică recomandată la elaborarea oţelului în convertizoare.

STRUCTURA ŞI PROPRIETĂŢILE UNUI OŢEL DE ÎNALTĂ REZISTENŢĂ MECANICĂ

Dr. ing. Georgeta Coşmeleaţă
Universitatea „Politehnica" Bucureşti
Ing. B. Ghiban, ing. N. Coşmeleaţă
Intreprinderea de avioane Bucureşti

CZ: 620.18

Generalităţi

În prezent, cererea tot mai mare de oţeluri de înaltă rezistenţă mecanică a determinat extinderea utilizării oţelurilor bifazice în construcţia de automobile din Japonia, S.U.A., Belgia şi alte ţări /1/.

Oţelurile cu structură bifazică, formate din ferită şi martensită, se caracterizează printr-o combinaţie foarte bună a plasticităţii şi rezistenţei (rezistenţa la rupere depăşeşte 490N/mm²), capacitate mai bună la deformare decît oţelurile durificabile prin dispersie cu rezistenţă la rupere similară, temperatură de tranziţie ductil-fragil mai scăzută şi sudabilitate bună.

Lucrarea de faţă îşi propune să contribuie la obţinerea unor oţeluri bifazice, neutilizate pînă în prezent, microaliate cu bor şi titan. Pentru aceasta, au fost studiate trei oţeluri cu circa 0,1 % C, 1,35 % Mn şi microaliate cu bor şi titan, dar cu conţinut variabil de bor, între 0,0005 şi 0,003 %, urmărindu-se şi evidenţierea influenţei microalierii asupra caracteristicilor structurale şi mecanice.

Materiale şi metodica de cercetare

Cercetările experimentale au fost efectuate pe oţeluri a căror compoziţie chimică este indicată în tabelul 1, elaborate într-un cuptor de 50 kg. S-a urmărit asigurarea unei bune dezoxidări a oţelurilor, astfel încît puritatea să fie asemănătoare cu cea a oţelurilor durificate prin dispersie, utilizate în construcţia de automobile. Pentru microalierea cu bor s-a utilizat ferobor (cu cca 16 % B) care s-a introdus înainte de evacuarea oţelului. Ţinînd seamă de valorile potenţialelor

Tabelul 1

Table 1

Compoziţia chimică a oţelurilor studiate
Chemical analysis of investigated steels

Marca de oţel	Elementul, %								
	C	Mn	Si	S	P	H	Al	Ti	B
A	0,10	1,34	0,54	0,008	0,007	0,005	0,030	0,05	0,0005
B	0,11	1,35	0,56	0,009	0,009	0,004	0,035	0,026	0,0025
C	0,10	1,36	0,50	0,010	0,008	0,0045	0,034	0,03	0,003

termodinamice izobare ale oxizilor şi nitrurilor de bor, aluminiu şi titan /2/ în cazul utilizării titanului alături de bor, s-a impus blocarea mai întîi a oxigenului cu ajutorul celui mai puternic dezoxidant (aluminiul) şi apoi blocarea azotului cu cel mai puternic denitrurant (titanul). Oţelurile au fost turnate în lingouri cu secţiunea de 75×75 mm, forjate în bare de 10 mm grosime şi 100 mm lăţime şi apoi laminate la cald în benzi de 3 mm grosime cu răcire în aer. După decapare, benzile de 3 mm au fost laminate la rece în benzi de 1,0; 1,5 şi 2, 0 mm grosime. Din banda laminată la rece s-au debitat epruvete normale de tracţiune, $L_0 = 80$ mm (STAS 2619—80). Probele metalografice au fost tăiate din benzi tratate termic. Intervalul temperaturilor de încălzire a fost între 770 şi 950°C, mediul de răcire fiind apa şi uleiul. Durata de menţinere la temperatura de încălzire a fost păstrată constantă, de 5 min.

În vederea punerii în evidenţă a mecanismului prin care borul influenţează proporţia de martensită, datorită prezenţei lui în proporţii homeopatice neputîndu-se utiliza microanaliza cu raze X, s-a utilizat metoda autoradiografică.

Pentru distribuţia borului în microstructura oţelurilor microaliate, s-a folosit ca trasor radio izotopul ^{10}B. Ca detector, s-a utilizat autobutiratul de celuloză (S.S.T-B), care s-a dovedit a fi sensibil la radiaţiile α emise de reacţiile termice ale neutronilor cu izotopul ^{10}B şi insensibil la radiaţiile β şi ζ [2], [3], [4], [5]. După pregătire metalografică şi acoperire cu acetobutirat de celuloză, eşantioanele au fost iradiate. După iradiere, peliculele au fost îndepărtate, tratate chimic, montate pe lamele şi examinate la microscopul optic.

Morfologia martensitei s-a studiat cu ajutorul microscopului electronic, utilizînd folii obţinute prin subţiere electrochimică, cu o soluţie pe bază de acid percloric. Oţelul feritomartensitic este magnetic şi ridică probleme deosebite în obţinerea imaginilor la măriri importante. Practic pot fi folosite numai probele care în urma subţierii păstrează o simetrie cilindrică.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Automicroradiografiile efectuate pe eșantioane debitate din benzi tratate termic din oțelurile studiate (microaliate cu bor și titan, fig. 1) arată că borul este plasat în limitele grăunților de austenită și la suprafața acestora. Acest mod de distribuție a borului duce la micșorarea limitelor dintre grăunți, mărindu-se stabilitatea austenitei subrăcite, deci creșterea

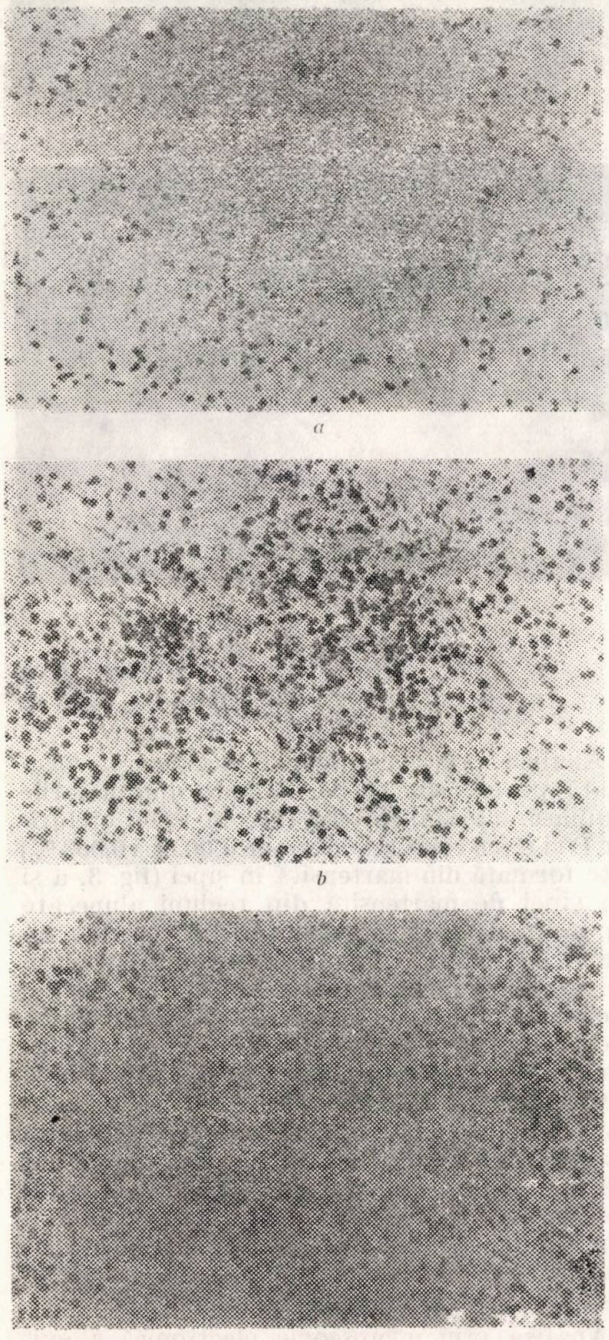


Fig. 1 — Automicroradiografiile pe probe din oțelurile A, B, C

Fig. 1 Micrographs of samples in „A", „B", „C" steel grades

proporției de martensită [5]; în cazul oțelurilor studiate proporția de martensită a fost de 15—25%.

Informațiile privind distribuția borului, obținute prin metoda autoradiografică în prezenta lucrare (fig. 1), concordă cu cele prezentate în lucrările [1], [2], [3], [4], obținute pe oțeluri de construcții utilizînd tot metoda autoradiografică.

Pentru a aprecia concentrația borului în limitele grăunților după densitatea urmelor optice, s-a folosit metoda descrisă în lucrarea [6]. S-a notat astfel : C_B^l — concentrația borului în limite; C_B^s — concentrația borului la suprafața grăunților; N_B^l — numărul de urme optice dintr-o zonă de lungime 1 ; w — zonă situată la limitele grăunților; N_B^s — numărul de urme optice dintr-o zonă de aceleași dimensiuni situate în interiorul grăunților, în imediata vecinătate; ρ — — grosimea limitelor dintre grăunți. Se poate scrie :

$$N_B^l \approx \delta C_B^l - (w - \delta) C_B^s \qquad (1)$$

$$N_B^s \approx w \cdot C_B^s \qquad (2)$$

de unde :

$$\frac{N_B^l}{N_B^s} = \frac{\delta \cdot (C_B^l - C_B^s)}{w C_B^s} + 1 \qquad (3)$$

Avînd în vedere că :

$$C_B^l \gg C_B^s \qquad (4)$$

rezultă :

$$\frac{C_B^l}{C_B^s} = \frac{w}{\delta} \cdot \left(\frac{N_B^l}{N_B^s} - 1 \right) \qquad (5)$$

Aplicînd această metodă în cazul oțelurilor care formează obiectul prezentei lucrări, au fost obținute, alegînd $1 = 4$ μm și $w = 2$ μm, re-

Tabelul 2
Table 2

Densitatea urmelor optice în limitele grăunților și la suprafața lor

Spot density in grain boundaries and on grain surface

Oțelul	N_B^l	N_B^s	N_B^l/N_B^s
A	9,2	1,01	9,1
B	10,2	1,09	9,3
C	13,1	1,34	9,8

zultatele prezentate în tabelul 2. În acest scop au fost efectuate măsurători pe cîte 30 de cîmpuri microscopice la Quantimet.

Din acest tabel rezultă că, în cazul oțelurilor microaliate cu bor și titan, concentrația borului

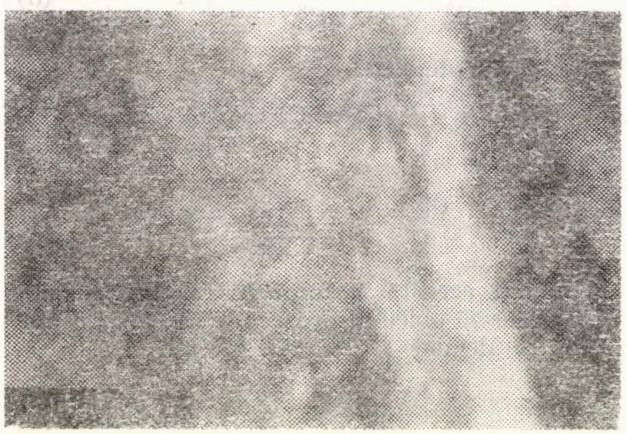
la limitele dintre grăunți și la suprafața acestora crește o dată cu creșterea proporției de bor.

Analiza prin microscopie a arătat că răcirea de la temperatura de încălzire din domeniul intercritic (770—870°C) a dus la obținerea unei

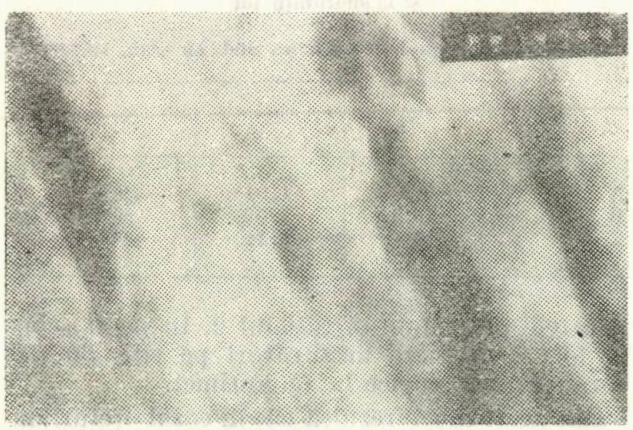
Fig. 2. Microstructura oțelului B, după răcire în apă de la 870°C

Fig. 2. „B" steel microstructure after quenching in water from 870°C

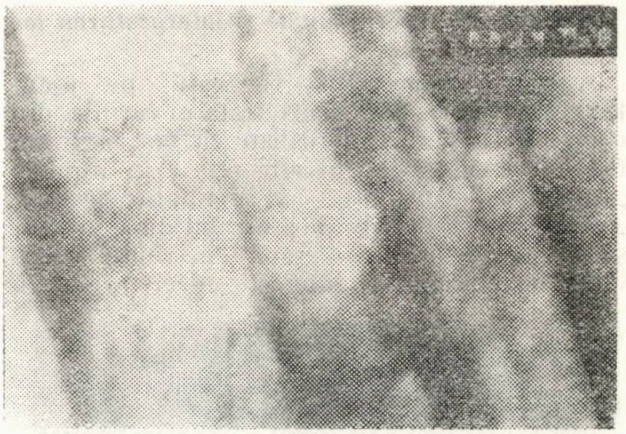
structuri feritomartensitice cu circa 15—25% martensită. În figura 2 se prezintă microstructura oțelului B după răcire în apă de la 870°C.



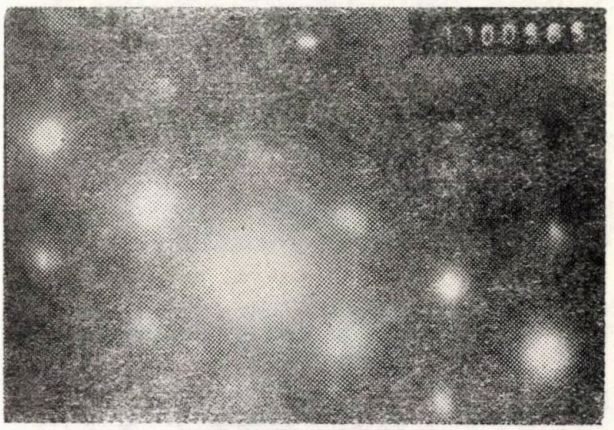
a



b



c



d

Fig. 3. Imagine TEM (a, b, c)
Imagine de difracție electronică (d)

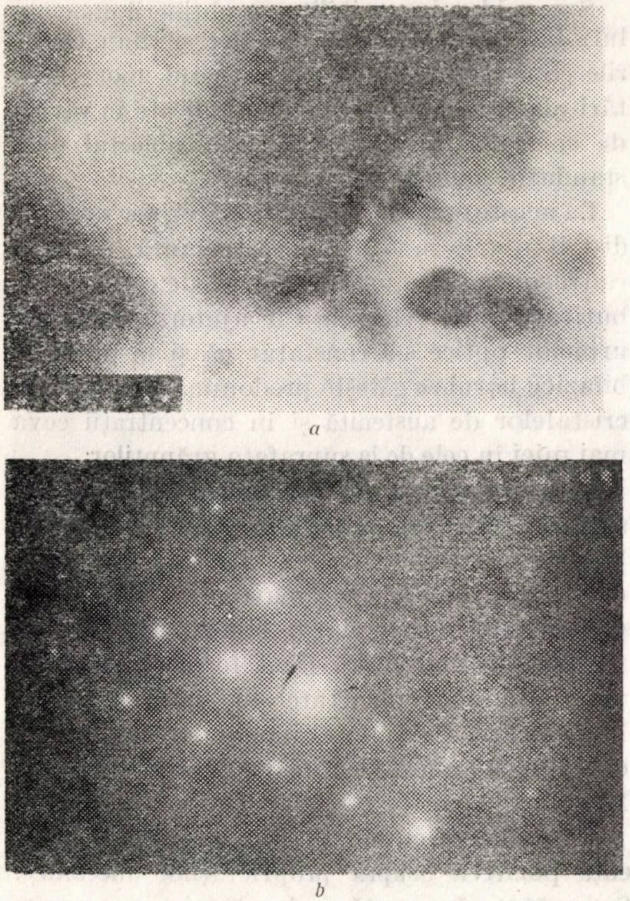
Fig. 3. TEM image (a, b, c,); electron diffraction image (d)

Analiza prin microscopie electronică, efectuată pe folii din probe debitate din oțelurile studiate, a arătat că structura în cazul oțelurilor B și C (cu conținut de bor de 0.0025 și 0,003 %) este formată din martensită în șipci (fig. 3, a și b), șipci de martensită din regiuni alunecate cu mare densitate în dislocații și coerente cu matricea de ferită; nu a fost depistată prezența perlitei după răcire în ulei de la 830°C. Totuși, în oțelul cu proporție mai mică de bor (0,0005), oțelul A, răcit de asemenea în ulei de la 830°C, s-au găsit foarte rare zone cu structură perlitică (fig. 3, c). Proporția de perlită a fost foarte mică, dar existența ei demonstrează clar influența microalierii cu bor și faptul că proporția de bor trebuie să fie de circa 0,002—0,003 % în cazul acestor oțeluri. Acest fenomen a fost pus în evidență și de alți cercetători [3], [4], care au folosit alte compoziții de oțeluri bifazice și răciri în ulei de la alte temperaturi (de cca 800°C).

Analiza prin microscopie electronică a evidențiat, de asemenea, existența unor precipitate în substructura martensitei, unele dintre ele fiind identificate prin difracție electronică.

Astfel, s-au pus în evidenţă precipitate de tip $Fe_{23}(CB)_6$ (fig. 4).

Ferita este curată, lipsită de precipitate şi are o densitate relativ uniformă în dislocaţii, de



a

b

Fig. 4. Imagine de difracţie electronică (b) pe arie selectată (precipitat) din imaginea TEM (a)

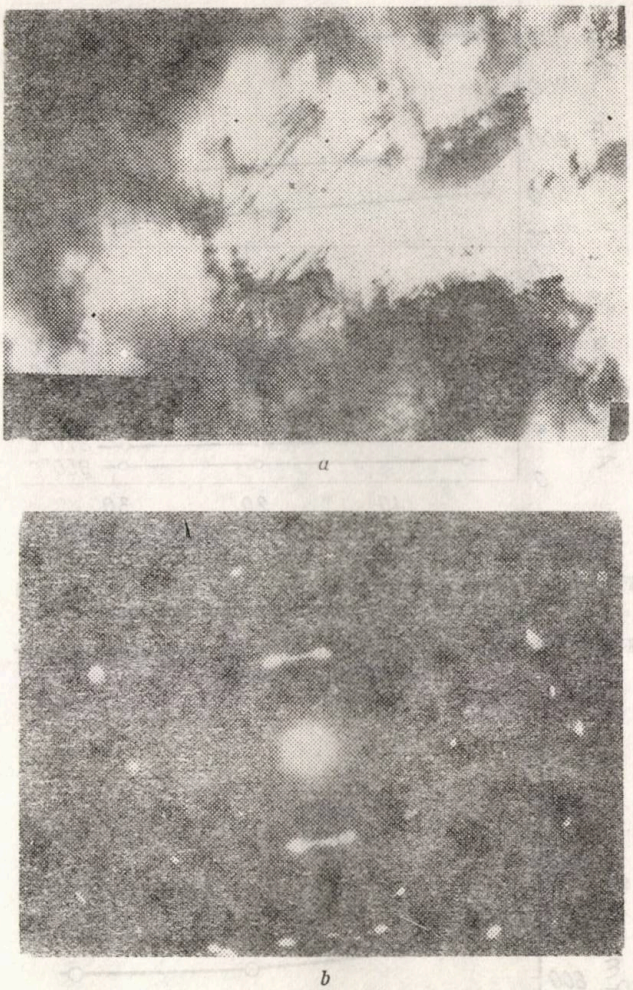
Fig. 4. Electron diffraction image (b) on selected area (precipita'e) of TEM image (a)

circa $2-5\times10^9$ cm^{-2}, cu vectorul Burgers în toate orientările posibile (fig. 5).

În cazul imaginilor de difracţie pe arii selectate, cu şipci mari de martensită, au fost puse în evidenţă spoturi ce aparţin fazei γ (peste 2—3 μm lăţime) şi care satisfac relaţia $<100>_M // <101>\gamma$ (relaţia Kurdiumov-Sachs) [2]. Austenita reziduală apare sub forma unui film subţire (cu lăţimea de 0,1—0,5 μm) la limitele şipcilor de martensită.

Răcirea în ulei din domeniul $\alpha+\gamma$ a dus la obţinerea unor proprietăţi de rezistenţă la rupere de peste 600 N/mm^2 şi alungiri de peste 20 % (pe probe cu $L_0 = 80$ mm).

Răcirea în apă din domeniul $\alpha+\gamma$ a dus la obţinerea unor proprietăţi de rezistenţă la rupere superioare, care pot depăşi 700 N/mm^2 (fig. 6), dar cu alungiri mai mici (necorespunzătoare procesului de ambutisare).



a

b

Fig. 5. Imagine TEM (a)
Imagine de difracţie electronică (b)

Fig. 5. TEM image (a); electron diffraction image (b)

Răcirea, atît în ulei cît şi în apă, din domeniul γ a dus la obţinerea unor valori mai mici ale rezistenţei la rupere (fig. 5).

Efectul benefic al conţinutului în bor de cca 0,002—0,003 % reiese şi din analiza dependenţei proprietăţilor de rezistenţă de conţinutul în bor, mai ales dacă se ia în considerare uniformitatea proprietăţilor pe secţiunile mai groase; în oţelurile cu conţinut mai mare de bor, influenţa intensităţii de răcire a mediului asupra rezistenţei la rupere este mică (rezistenţa a avut o variaţie de cca 75MPa pentru oţelul cu conţinut mai ridicat în bor, faţă de 225MPa în oţelul cu cca 0,0005 % B) (fig. 7).

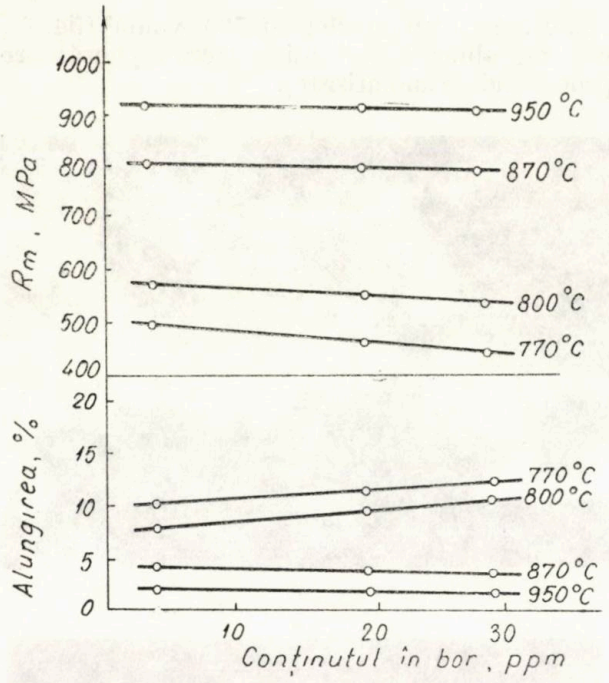


Fig. 6. Influența borului asupra rezistenței la rupere și alungirii în cazul epruvetelor răcite în apă

Fig. 6. B influence on tensile strength and elongation of water quenched test pieces

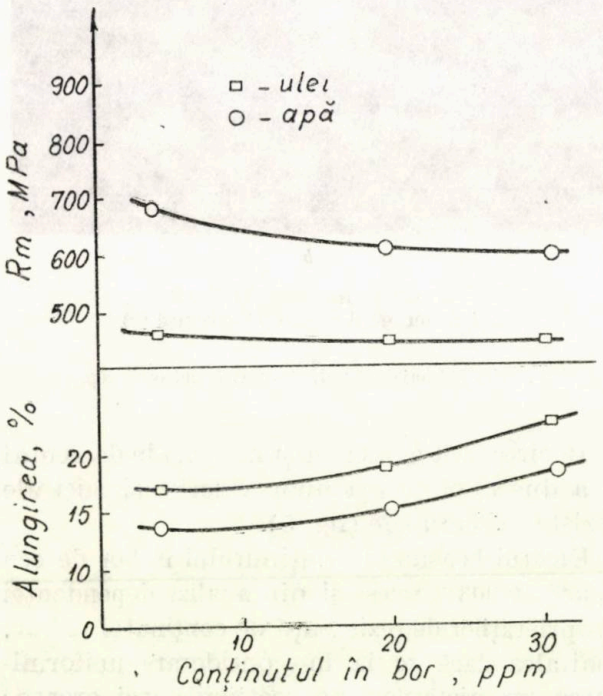


Fig. 7. Influența borului asupra rezistenței la rupere și alungirii epruvetelor răcite în apă și ulei de la temperatura de 800°C

Fig. 7. B influence on tensile strength and elongation of water/oil quenched test pieces

Concluzii

Din analiza rezultatelor cercetărilor experimentale care au făcut obiectul prezentei lucrări, se desprind următoarele concluzii :

S-a evidențiat posibilitatea obținerii unor oțeluri bifazice microaliate cu bor și titan. Oțelurile concepute nu au făcut obiectul unor cercetări ale căror rezultate sînt publicate în reviste de specialitate și nu constituie obiectul unor standarde interne sau externe.

La aceste oțeluri (oțeluri bifazice), s-a urmărit distribuția borului în microstructură, utilizînd ca trasor radioizotopul ^{10}B, iar ca detector acetobutiratul de celuloză. Cu ajutorul densității urmelor optice s-a constatat că și în oțelurile bifazice borul se găsește predominant la limitele cristalelor de austenită și în concentrații ceva mai mici în cele de la suprafața grăunților.

Prin utilizarea microscopiei electronice s-a analizat structura feritomartensitică a oțelurilor bifazice microaliate cu bor și titan. Din punct de vedere morfologic, martensita din aceste oțeluri este „martensită în șipci", substructura șipcilor de martensită fiind formată predominant din zone alunecate cu mare densitate în dislocații. Cu ajutorul imaginilor de difracție electronică au fost identificate precipitate de tip $M_{23}C_6$.

Microalierea cu bor și titan exercită o influență pozitivă asupra proprietăților mecanice. S-a arătat că această îmbunătățire a proprietăților este în corelație cu proporția de martensită formată în aceste oțeluri și cu absența perlitei din structura feritomartensitică la proporții de cca 0,002—0,003 % B.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Oțeluri cu înaltă rezistență pentru construcția automobilelor pe plan mondial* (traducere din limba rusă). OID—M.I.M, 1988

[2] Georgeta Coșmeleață—Teză de doctorat, IPB, 1987

[3] Maitrepierre P., Trivallier D., Tricot K. Metallurgical Transaction, 1975, vol. 6A, nr. 2, pag. 287

[4] Jandecka W. I, Morral J. E — Metallurgical Transaction, 1972, vol. 3, nr. 11, p. 2939

[5] Shen L. P, Priestnerr R. — Metallurgical Transaction, 1990, vol. 21A, nr. 9, p. 2547

[6] Rynichi Habu ș.a. — Transaction of the Iron& Steel Institute of Japan, vol 18, 1978, p. 492

CERCETĂRI CU PRIVIRE LA DEFORMABILITATEA OȚELURILOR DE SCULE PENTRU LUCRU LA CALD

Dr. ing. Gh. Chelu,
ing. S. Drăghici
Universitatea „Politehnica" București

CZ: 539.374

Din categoria oțelurilor folosite pentru fabricarea sculelor, o pondere însemnată o au oțelurile aliate și înalt aliate care asigură proprietăți mecanice superioare în raport cu oțelurile carbon pentru scule. O serie din aceste mărci de oțeluri aliate se folosește pentru scule care lucrează la cald, cum ar fi: matrițe pentru ciocane și prese, nicovale de forjare, cilindri de laminoare etc. Pe lîngă proprietățile mecanice ridicate, oțelurile pentru scule care lucrează la cald trebuie să posede și o bună stabilitate a acestor proprietăți la temperaturi de ordinul 300—600°C.

Alierea oțelurilor, în vederea realizării caracteristicilor impuse sculelor în exploatare, duce la îngreuierea condițiilor de deformare plastică și tratament termic. Din această cauză, se impune respectarea cu strictețe a unor condiții severe de încălzire, forjare și răcire după forjare, condiții care se stabilesc pentru fiecare caz în parte în funcție de compoziția chimică a oțelurilor și de mărimea lingoului sau a semifabricatului. Între parametrii regimului de încălzire și de deformare plastică de care trebuie să se țină seamă în mod special se numără: temperatura de încălzire și de deformare plastică, gradul de deformare plastică, schema de tensiuni realizate în timpul deformării plastice, viteza de răcire după deformarea plastică. În cadrul cercetărilor de față a fost analizată deformabilitatea pentru patru mărci de oțeluri de largă utilizare pentru confecționarea sculelor care lucrează la cald, și anume: 55MoCrNi16, 57VMoCrNi17, 36VSiWMoCr53 și 31VMo29. Compoziția chimică a celor patru mărci de oțeluri este prevăzută în STAS 3611—88.

Necesitatea stabilirii curbelor de variație a plasticității și rezistenței la deformare în funcție de temperatură a rezultat, pe de o parte, din lipsa unor asemenea date pentru oțelurile indigene, iar pe de altă parte, din neconcordanța indicațiilor existente în standarde și în literatura de specialitate cu privire la intervalul temperaturilor de forjare.

Astfel, pentru oțelul 55MoCrNi16, echivalent cu oțelul W2713, în lucrările /1/, /2/ și altele se recomandă ca forjarea să se facă în intervalul de temperaturi 1050—850°C. Pentru același oțel, în lucrarea /3/ se consideră că domeniul optim de forjare se află între 1100 și 850°C, iar literatura rusă recomandă temperaturile de 1180 și 850°C /4/. Conform STAS 3611—88, intervalul temperaturilor de forjare este: 1150—950°C pentru oțelurile 55MoCrNi16 și 31VMoCr29; 1150—850°C pentru oțelul 57VMoCrNi17 și 1100—900°C pentru oțelul 36VSiWMoCr53. Din cele prezentate rezultă că temperatura de început de forjare oscilează între 1050 și 1150°C, iar cea de sfîrșit de forjare între 950 și 850°C. Valoric, intervalul temperaturilor de forjare pentru cele patru oțeluri oscilează între 200 și 300°C, nu atît în funcție de marca oțelului, cît de sursa bibliografică.

În vederea stabilirii curbelor de variație a plasticității în funcție de temperatură, oțelurile menționate au fost elaborate într-un cuptor cu inducție de 50 kg și apoi turnate în bare cilindrice cu diametrul de 20 mm. Compoziția chimică pentru cele patru mărci de oțeluri este prezentată în tabelul 1.

Din barele turnate s-au executat epruvete cu diametrul de 18 mm și înălțimea de 30 mm. Epruvetele astfel executate au fost încălzite într-un cuptor electric cu bare de silită și apoi deformate prin refulare la un ciocan cu cădere liberă. Pentru obținerea gradului de deformare dorit, au fost folosite limitatoarele de cursă.

Valorile plasticității în funcție de temperatură au fost determinate pe baza gradului de deformare la care au început să apară primele crăpături. Încercările de refulare, la diverse temperaturi cu salturi crescătoare din 50 în 50°C, s-au făcut după o menținere de omogenizare de 15 minute pentru fiecare temperatură.

Gradul de deformare unitar, la care pe suprafața laterală a epruvetelor au început să apară primele crăpături vizibile cu lupa, a fost stabilit cu relația:

$$\varepsilon_a = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \cdot 100 \ \%$$

în care h_0 și h_1 reprezintă înălțimile epruvetelor înainte, respectiv după deformarea plastică. Pen-

Tabelul 1

Compoziţia chimică a principalelor mărci de oţeluri aliate de scule pentru lucrul la cald

Table 1

Chemical analysis of main alloy steel grades used for hot working tools

Oţelul	Compoziţia chimică, %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	W
31VMoCr29	0,31	0,24	0,22	0,015	0,010	2,95	—	2,63	0,61	—
36VSiWMoCr53	0,35	0,42	0,84	0,016	0,018	5,36	—	1,59	0,32	1,27
55MoCrNi16	0,57	0,67	0,28	0,09	0,016	0,74	1,37	0,21	—	—
57VMoCrNi17	0,54	0,61	0,28	0,015	0,011	1,05	1,53	0,51	0,2	—

tru fiecare temperatură au fost încercate cel puţin patru epruvete. Curbele de variaţie a plasticităţii în funcţie de temperatură pentru cele patru mărci de oţeluri sînt prezentate în figura 1.

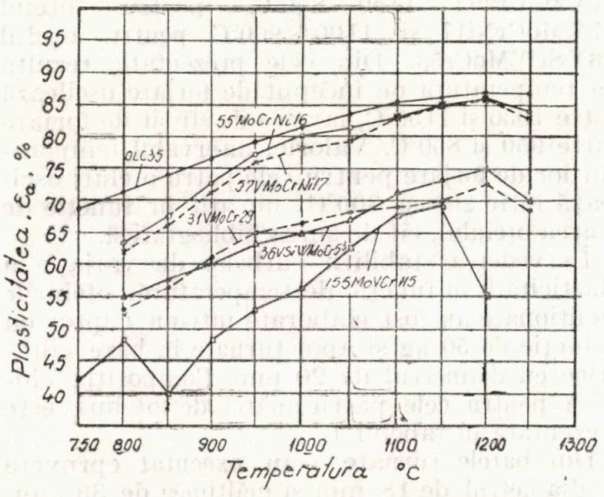


Fig. 1. Variaţia plasticităţii în funcţie de temperatură, determinată prin metoda refulării

Fig. 2. Plastic forming resistence variations with the temperature, measured by the heading method

Pentru comparaţie, în figura 1 a fost expusă şi variaţia plasticităţii (determinată tot prin metoda refulării) pentru oţelul nealiat OLC 35, precum şi pentru oţelul de scule 155MoVCr115 (STAS 3611—88) care a fost analizat pe larg în lucrarea /5/. Acest oţel se încadrează în clasa oţelurilor ledeburitice alături de oţelul 205Cr115 (Cl20), fiind folosit pentru realizarea sculelor de deformat la rece (matriţe, ştanţe, poansoane, cilindri pentru laminoare de ţevi sudate etc.).

Din figura 1 rezultă că, în cazul celor patru mărci de oţeluri analizate, plasticitatea creşte monoton în intervalul 800—1200°C. Valoric, plasticitatea acestor oţeluri se ridică la peste 50% în întreg intervalul de temperaturi studiat. Valorile mai mari ale plasticităţii oţelurilor 55MoCrNi16 şi 57VMoCrNi17 se explică, pe de o parte, prin absenţa wolframului şi prin conţinutul redus de crom din aceste oţeluri, iar pe de altă parte, prin prezenţa nichelului.

Peste temperatura de 1200°C se observă o tendinţă de micşorare a plasticităţii pentru toate cele patru oţeluri, cauzată de începerea topirii materialului la limitele de grăunţi.

În comparaţie cu oţelul nealiat OLC 35, plasticitatea oţelurilor de scule este mai mică, diferenţa micşorîndu-se pe măsura creşterii temperaturii. Oţelurile a căror plasticitate se apropie de plasticitatea oţelului OLC 35 la temperaturi mai mari de 1100°C sînt 55MoCrNi15 şi 57 VMoCrNi17.

Cum era de aşteptat, plasticitatea cea mai redusă în întreg intervalul de temperaturi analizat o are oţelul ledeburitic 155MoVCr115, atît datorită conţinutului ridicat de carbon (1,5%C), cît şi prezenţei în cantitate mare a cromului (12% Cr).

Valorile plasticităţii în funcţie de temperatură prezentate în figura 1 au fost stabilite pe oţeluri în stare turnată. În cazul în care oţelurile se găsesc în stare deformată, plasticitatea se îmbunătăţeşte cu aproximativ 5—7%.

Pentru determinarea rezistenţei la deformarea plastică, au fost folosite epruvete confecţionate din aceleaşi oţeluri şi cu aceleaşi dimensiuni ca şi cele utilizate pentru plasticitate. De asemenea, încălzirea şi refularea s-au executat la aceleaşi utilaje, cu deosebirea că în acest caz nu s-au folosit limitatoare de cursă, iar înălţimea de cădere a fost menţinută constantă. Pe baza lucrului mecanic consumat pentru deformare şi a gradului de deformare realizat la refulare, s-a calculat rezistenţa la deformare cu relaţia :

$$R_d = \frac{G \cdot H \cdot \eta}{V \cdot \ln \frac{h_0}{h_1} \cdot \left(1 + \frac{\mu}{3} \frac{d_1}{h_1}\right)} \text{ daN/mm}^2$$

în care : G = 207 kg este greutatea părții căzătoare a ciocanului ;

H = 1000 mm — înălțimea de cădere ;

$\eta = 0,9$ — randamentul ciocanului ;

$\mu = 0,3$ — coeficientul de frecare între scule și epruvetă ;

V — volumul epruvetei, mm^3 ;

h_0, h_1 — înălțimea epruvetelor înainte și după refulare.

Viteza de deformație medie, în timpul refulării unei epruvete, s-a calculat cu relația :

$$\dot{\varepsilon}_{med} = \frac{2 \cdot v_0}{h_0 - h_1} \left(1 - \right.$$

$$\left. - \sqrt{\frac{h_1}{h_0 - h_1}} \operatorname{arc\,tg} \sqrt{\frac{h_0 - h_1}{h_1}} \right), \ s^{-1}$$

în care $v_0 = \sqrt{2g \cdot H}$, mm/s, reprezintă viteza părții căzătoare în momentul impactului cu epruveta.

Deoarece înălțimea epruvetelor după deformare, h_1, a fost diferită în funcție de temperatura de deformare și de marca oțelului, evident că nici viteza de deformație medie $\dot{\varepsilon}_{med}$ nu a putut fi menținută riguros constantă. După efectuarea calculelor, a rezultat că pentru cele patru mărci de oțeluri, în intervalul de temperaturi 800 —1250°C, viteza de deformație medie s-a înscris în limitele 120 —150 s^{-1}.

Curbele de variație a rezistenței la deformare în funcție de temperatură sînt prezentate în figura 2, de unde se observă că, în domeniul de temperaturi 800 —1250°C, rezistența la deformare a celor patru oțeluri de scule pentru lucrul la cald scade continuu, pe măsura creșterii

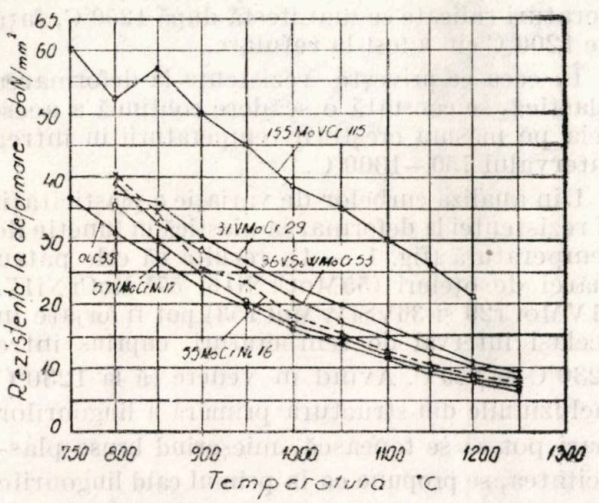


Fig. 2. Variația rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatură, determinată prin metoda refulării

Fig. 2. Plasticity variation with the temperature, measured by the heading method

temperaturii. Variația monotonă a plasticității (fig. 1) și a rezistenței la deformare (fig. 2) dovedește absența transformărilor de fază din oțelurile analizate, în intervalul 800—1250°C.

Analizînd valoric rezistența la deformare a oțelurilor de scule pentru lucrul la cald, comparativ cu cea a oțelului ledeburitic 155Mo VCr115, se constată că aceasta din urmă prezintă valorile cele mai ridicate, iar diferența dintre rezistența sa și rezistența celorlalte oțeluri se menține aproape constantă pe întregul interval de temperaturi.

Comparînd între ele cele patru oțeluri de scule, se observă că valori puțin mai ridicate ale rezistenței le au oțelurile 36VSiWMoCr53 și 31VMoCr29 datorită diferenței de compoziție chimică, adică prin prezența wolframului și ridicarea conținutului de crom. De asemenea, se mai observă că, pe măsura coborîrii temperaturii de la 1200°C, rezistența la deformare crește foarte repede, de la 5 —10 daN/mm² la 35 —40 daN/mm². Tot din punct de vedere valoric, rezistența la deformare pentru toate oțelurile analizate, inclusiv oțelul ledeburitic 155VMoCr115, este mai ridicată decît pentru oțelurile nealiate (OLC 35), ceea ce reclamă utilaje mai puternice pentru forjare.

Datele experimentale referitoare la influența temperaturii asupra rezistenței la deformare pentru cele patru mărci de oțeluri au fost prelucrate statistic, obținîndu-se o dependență de forma :

$$R_d = A + \frac{B}{t(°C)} \ daN/mm^2$$

(coeficienții A și B împreună cu coeficienții de corelație sînt prezentați în tabelul 2).

Tabelul 2

Coeficienții ecuației de regresie și coeficienții de corelație pentru variația rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatură

Table 2

Regression equation coefficients and correlation coefficients for plastic forming resistance variations with the temperature

Oțelul	Coeficienții		Coeficientul de corelație
	A	B	
31VMoCr29	—46,88	68,246	0,998
36VSiWMoCr53	—44,89	67,669	0,997
55MoCrNi16	—46,54	64,940	0,996
57VMoCrNi17	—55	75,095	0,989

Pentru o cunoaștere mai exactă a modului de variație a plasticității și rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatura de încercare, cele două caracteristici tehnologice au fost determinate și prin încercări de tracțiune. Deoarece alura curbelor de variație a plasticității și rezistenței în funcție de temperatură, stabilite prin refulare, este aceeași pentru toate cele patru oțeluri, experimentările au continuat numai pentru oțelul 57VMoCrNi17.

Încercările de tracțiune s-au efectuat pe o mașină cu forța nominală de 0,2 MN. Plasticitatea în acest caz s-a exprimat prin alungirea A și gituirea Z, care au fost calculate cu relațiile :

$$A = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \cdot 100\,\% \text{ și } Z = \frac{S_0 - S_1}{S_0} \cdot 100\,\%$$

în care l_1, l_0, S_1, S_0 reprezintă lungimea și secțiunea transversală a epruvetei înainte și după rupere. Rezistența la deformare s-a exprimat ca raport între forța maximă de tracțiune și secțiunea reală a epruvetei.

Variația plasticității și a rezistenței la deformare, determinate prin încercări de tracțiune, este reprezentată în figura 3.

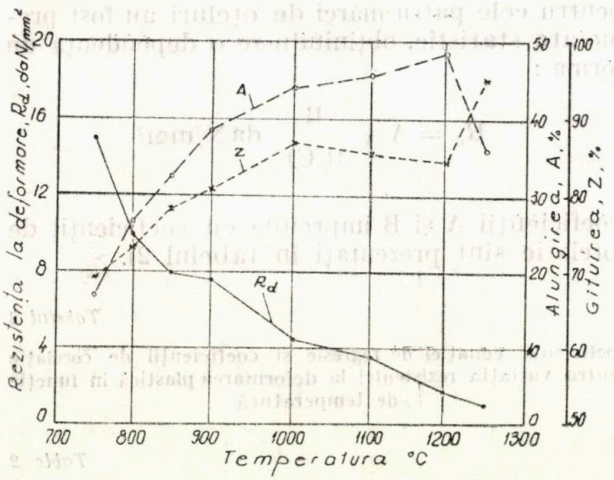


Fig. 3. Variația plasticității și rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatură pentru oțelul 55VMoCrNi17, obținute prin încercări de tracțiune

Fg. 3. Plasticity and deformation resistance variations with the temperature for 55VMoCrNi17 measured by tensile tests

Făcînd abstracție de valorile absolute ale alungirii și gîtuirii, diferite față de valorile gradului de deformare admisibil la refulare, din figura 3 se observă că alura este aceeași ca cea din figura 1.

În comparație cu valorile rezistenței la deformare obținute prin încercări de refulare, valorile din figura 3 obținute prin metoda tracțiunii sînt mai mici. Acest lucru se explică atît pe seama stării de tensiune, cît și a vitezei de deformație, diferite în cadrul celor două feluri de încercări.

În figura 4 se prezintă variația plasticității oțelului 55VMoCrNi17 în funcție de temperatură, stabilită pe baza numărului de rotații pînă la ruperea epruvetei, precum și variația rezistenței la deformare exprimată prin cuplul maxim la torsiune.

Din figura 4 se observă că alura curbei de variație a plasticității este asemănătoare cu cea obținută prin refulare și tracțiune, cu deosebirea

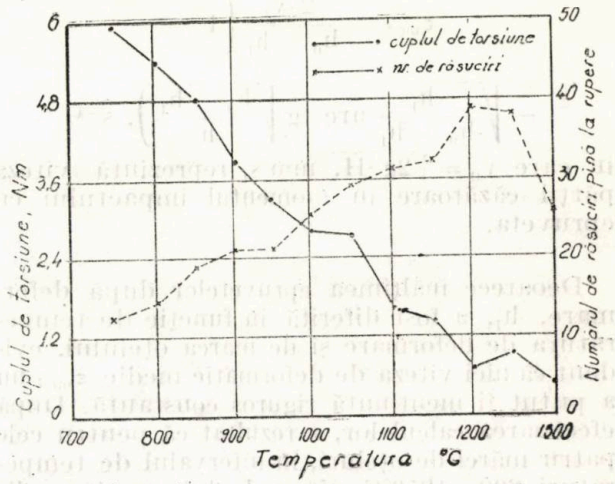


Fig. 4. Variația plasticității și rezistenței la deformare în funcție de temperatură pentru oțelul 55VMoCrNi17, determinate prin metoda răsucirii

Fig. 4. Plasticity and deformations resistance variations with the temperature for 55VMoCrNi17 steel, measured by twisting tests

că tendința de micșorare a plasticității la temperaturi ridicate se manifestă după 1250°C, față de 1200°C cît a fost la refulare.

În ceea ce privește rezistența la deformarea plastică, se constată o scădere continuă a acesteia pe măsura creșterii temperaturii în întreg intervalul 750 —1300°C.

Din analiza curbelor de variație a plasticității și rezistenței la deformarea plastică în funcție de temperatură (fig. 1 — 4), rezultă că cele patru mărci de oțeluri (55MoCrNi16, 57VMoCrNi17, 31VMoCr29 și 36VSiWMoCr53) pot fi forjate în același interval de temperaturi, cuprins între 1230°C și 850°C. Avînd în vedere că la 1230°C incluziunile din structura primară a lingourilor mari pot să se topească, micșorînd brusc plasticitatea, se propune ca la primul cald lingourile să se forjeze în intervalul 1200 —900°C. La următoarele încălziri, pentru semifabricatele deformate plastic în prealabil, acest interval poate fi lărgit la 1230 —850°C.

Lărgirea intervalului temperaturilor de forjare prin ridicarea temperaturii de încălzire de la 1100—1150°C, cît se prevede în STAS 3611—88, la 1200 și chiar 1230°C contribuie, pe de o parte, la mărirea forjabilității lor și, pe de altă parte, la reducerea consumurilor energetice și mărirea productivității, ca o consecință a micșorării timpilor auxiliari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Haller W. H. Manualul forjorului. München, 1971.
[2] Wegst C. Stahlschlüssel Wegst K. G., 1977.
[3] * * * *Oțeluri pentru scule care lucrează la cald.* Catalogul uzinei Böhler, Austria.
[4] Gheler I. A. *Oțeluri de scule.* Moscova, 1983.
[5] Popescu V. *Studii și cercetări experimentale cu privire la forjabilitatea oțelului VMoCl20.* În: Metalurgia, nr. 10, 1983.

Revista revistelor

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 20*

— Turnătoriile de fontă, oțel și maleabile — iulie 1992; recesiune în perioada de vară, p. 823
— Viitorul valorificării nisipurilor de turnare uzate (I) — Regenerarea nisipurilor în prezent, p. 826
— Procedeul de turnare în nisip, sistem flexibil de finisare pentru piesele turnate de calitate superioară din metale ușoare, p. 839
— Probleme de drept și legislație, p. 844

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 21*

— Calitate cu orice preț?, p. 871
— O nouă șansă pentru fonta cu grafit vermicular, p. 872
— Dispersia caracteristicilor, cel mai important indice de calitate pentru piesele turnate, p. 878
— Utilizarea calculatorului pentru controlul statistic al procesului (SPC), p. 884
— O turnătorie de fontă pe calea către managementul calității totale, p. 893
— Sinteze bibliografice — turnarea de aliaje ușoare în nisip și cochilă:
• partea I — turnarea aluminiului (29) (metalografie, materiale, caracteristici), p. 893;
• partea a II-a — turnarea magneziului (23) (materiale, caracteristici), p. 903

STAHL, *1992, R.F.G., nr. 4*

— Oțelul — material de bază pentru protecția mediului înconjurător, p. 4
— Necesarul specific de energie primară pentru obținerea produselor din oțel, p. 38
— Dezvoltarea de materiale pentru tehnologiile de protecție a mediului (Krupp), p. 41
— Oțeluri DICREST pentru recipienți sub presiune, în medii de gaze acide (Dillingen, Hüttenwerke), p. 49
— Cerințe privind tenacitatea materialelor pentru recipienți sub presiune, la temperaturi joase, p. 53
— Concepții privind materialele metalice pentru instalații de desulfurare a gazelor arse, p. 55
— Pereți etanși din oțel pentru asigurarea și asanarea depozitelor vechi, p. 59
— Oțel de construcții rezistent la factorii atmosferici. Condiții de utilizare și principii de construcție, p. 63
— Producerea și utilizarea sîrmei din oțel acoperite cu oțel innobilat WIRINOX, p. 69
— Folie din oțel laminată la rece pentru ambalaje, p. 71
— Tratarea șlamului de la limpezire prin procedeul Ver-Tech (Vertical Technology), cu cuvă adîncă, p. 75
— Căi noi în tehnologia tratării suprafețelor : SOT (Salzgitter Oberflächentechnik GmbH), p. 78

CERCETĂRI PRIVIND TRATAMENTUL TERMIC FINAL APLICAT UNUI OȚEL RAPID CU COMPOZIȚIE CHIMICĂ ECONOMICĂ

Dr. ing. D. Bunea, dr. ing. R. Șaban, ing. Zoe Bunea,
Ing. M. Brânzei, ing. C. Predescu
Universitatea „Politehnica" București

CZ: 621.785

Situația actuală existentă pe piața mondială indică fluctuații mari ale prețurilor pentru pricipalele elemente de aliere care intră în compoziția oțelurilor rapide.

Cunoscută fiind interschimbabilitatea W—Mo în compoziția oțelurilor rapide, fără a afecta în mod esențial proprietățile de bază ale acestora, se poate avea în vedere, în etapa actuală, elaborarea oțelurilor rapide în funcție de prețul de cost al acestor elemente și în special de posibilitățile de utilizare a unor oțeluri cu compoziții chimice cît mai economice.

Obiectul cercetării îl constituie caracterizarea unui astfel de oțel rapid cu compoziție chimică economică, ce nu se încadrează în gama oțelurilor rapide cunoscute Rp 1 —Rp9.

Determinări experimentale

Materiale utilizate

Materialul care a făcut obiectul prezentei cercetări a fost elaborat la C.O.S. Tîrgoviște și are compoziția chimică prezentată în tabelul 1.

După elaborare, lingourile au fost extrudate în bare de Ø 30 mm care în continuare au fost supuse recoacerii.

Tabelul 1

Table 2

Compoziția chimică a oțelului rapid cercetat, %
Chemical composition of investigated rapid steel

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	W	V
0,89	0,33	0,36	0,011	0,026	3,83	0,35	0,17	5,57	3,00	1,69

Din aceste bare s-au prelucrat eșantioane pentru verificarea compoziției chimice, pentru determinarea punctelor critice de transformare și pentru tratamentele termice experimentale.

Probele utilizate la tratament termic au fost prelucrate la dimensiunile Ø 20×30 mm, cu orificiul interior de Ø 6 mm, dimensiunile fiind preluate din recomandările normei Witten (pentru această grupă de oțeluri) în vederea urmăririi stabilității dimensionale.

Trebuie menționat faptul că această șarjă de oțel rapid, prin compoziția chimică (tab. 1), nu se încadrează în clasele cunoscute Rp 1 — Rp 9 și nici în mărcile uzuale din literatura de specialitate.

Determinarea punctelor critice de transformare

Temperaturile de transformare în stare solidă s-au determinat prin analiză dilatometrică, pe un dilatometru diferențial tip Leitz, cu viteză de încălzire de 2 —3°C/min, cu aprecierea intervalului perlitic și cu diferite viteze de răcire, pentru determinarea intervalului perlitic și bainitic la răcire și aprecierea temperaturii Ms.

Rezultatele obținute sînt redate în tabelul 2.

Tabelul 2

Table 2

Determinările intervalelor (punctelor) de transformare în stare solidă
Solid state transformation intervals

Oțel	Interval de transformare la încălzire $Ac_1 - Ac_3$, °C	Interval de transformare la răcire $Ar_3 - Ar_1$, °C	Interval bainitic Bsup-B inf., °C	M_s, °C
RP_R	790—850	740—685	370—300	205

Alegerea parametrilor de tratament termic final și variantelor experimentale

În baza datelor din literatura de specialitate [1]—[5] și STAS 7382—80 pentru oțelurile rapide, intervalele de tratament termic pentru călire sînt cuprinse între 1190 și 1300°C, iar cele de revenire între 520 și 580°C.

Datorită compoziţiei chimice (conţinuturi reduse de elemente de aliere), ţinînd seamă de punctele critice de transformare determinate experimental şi făcînd comparaţie şi cu alte oţeluri din clasa ledeburitică, cercetarea s-a orientat spre alegerea ecartului de temperaturi pentru călire cuprins între 1050 şi 1250°C.

Ca mediu pentru răcire, după călire s-a utilizat ulei cald la 60°C, iar în unele variante s-a continuat răcirea în lăzi frigorifice pînă la —70°C.

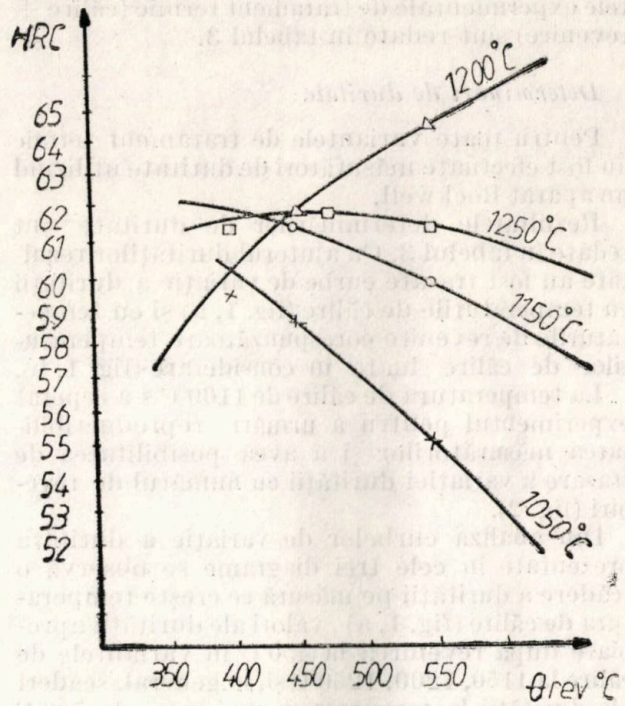
Tratamentele termice de călire au fost efectuate în băi de săruri cu electrozi imersaţi la temperaturi de 1050, 1100, 1150, 1200, 1250°C, cu preîncălzire la 550 şi 750°C.

După călire s-au aplicat reveniri duble sau triple în cuptoare electrice tip cameră la temperaturi de 400, 450, 550°C, cu durate de menţinere de 1 oră, urmate de răcire în aer. Varian-

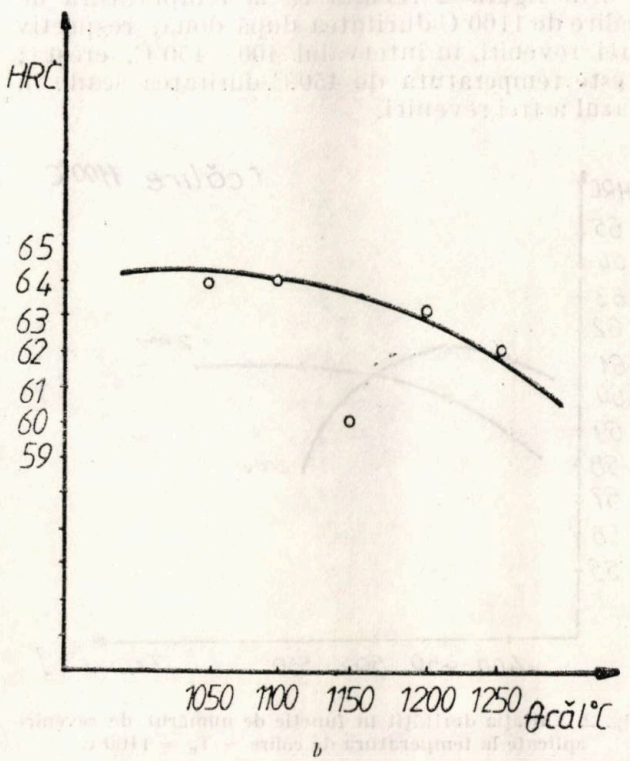
Tabelul 3
Table 3

Variantele de tratament termic şi rezultatele obţinute
Heat treatment alternatives and results

Nr. probei	Parametrii călirii		Parametrii revenirii		HRC, media
	Temperatura de călire, °C	Subrăcire, —70°C	Temperatura de revenire, °C	Nr. de reveniri	
1	1050	—	—	—	64
2	1050	—70°C	450	2	58,5
3	1050	—	550	3	55
4	1100	—	—	—	64
5	1100	—	400	2	59
6	1100	—	400	3	61
7	1100	—70°C	450	2	58
8	1100	—	450	2	60
9	1100	—	450	3	61,5
10	1100	—	550	2	61
11	1100	—	550	3	58
12	1150	—	—	—	60
13	1150	—70°C	450	2	61,5
14	1150	—	550	3	60
15	1200	—70°C	—	—	63
16	1200	—70°C	450	2	62
17	1200	—	550	3	64,5
18	1250	—70°C	—	—	62
19	1250	—	450	2	62
20	1250	—	550	3	61,5



a



b

Fig. 1. a — variaţia durităţii în funcţie de temperatura de călire; b — variaţia durităţii cu temperaturile de revenire după călire la diverse temperaturi

Fig. 1, a — Hardness variation with the quenching temperature b — hardness variation with the tempering temperature after quenching at various temperatures

tele experimentale de tratament termic (călire + revenire) sînt redate în tabelul 3.

Determinări de duritate

Pentru toate variantele de tratament termic au fost efectuate măsurători de duritate utilizînd un aparat Rockwell.

Rezultatele determinărilor de duritate sînt redate în tabelul 3. Cu ajutorul durităților rezultate au fost trasate curbe de variație a durității cu temperaturile de călire (fig. 1, a) și cu temperaturile de revenire corespunzătoare temperaturilor de călire luate în considerare (fig. 1, b).

La temperatura de călire de 1100°C s-a repetat experimentul pentru a urmări reproductibilitatea măsurătorilor și a avea posibilitatea de trasare a variației durității cu numărul de reveniri (fig. 2).

Din analiza curbelor de variație a durității prezentate în cele trei diagrame se observă o scădere a durității pe măsură ce crește temperatura de călire (fig. 1, a), valori ale durității apropiate după revenirea la 450°C în variantele de călire la 1150, 1200, 1250°C și, în general, scăderi ale durității la temperaturi mai mari de 500°C (fig. 1, b), excepție făcînd determinările la $T_{călire} = 1200°C$.

Din figura 2 rezultă că la temperatura de călire de 1100°C duritatea după două, respectiv trei reveniri, în intervalul 400—450°C, crește; peste temperatura de 450°C duritatea scade în cazul a trei reveniri.

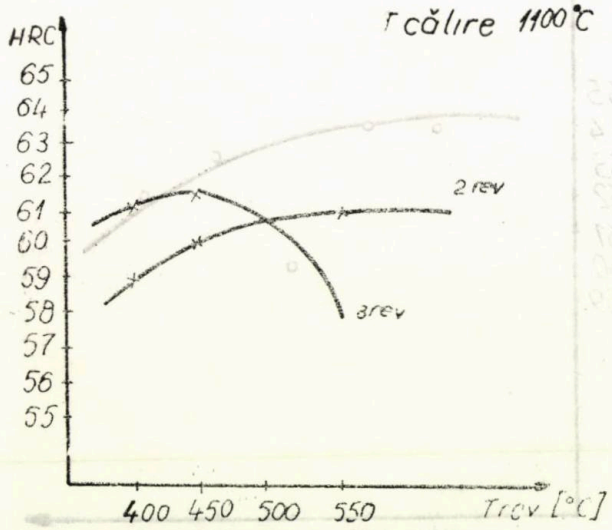


Fig. 2. Variația durității în funcție de numărul de reveniri aplicate la temperatura de călire — $T_c = 1100°C$

Fig. 2. Hardness variation with the number of temperings from the quenching temperature of 1100°C

Determinări de microscopie optică calitativă

Pentru a evidenția modificarea aspectelor structurale în timpul tratamentelor termice se prezintă mai întîi structura inițială a materialului utilizat. După cum se poate vedea (fig. 3), structura este formată din carburi eutectice primare și carburi secundare într-o masă metalică de bază formată din perlită, aspect tipic oțelurilor ledeburitice supuse deformării plastice la cald și recoacerii.

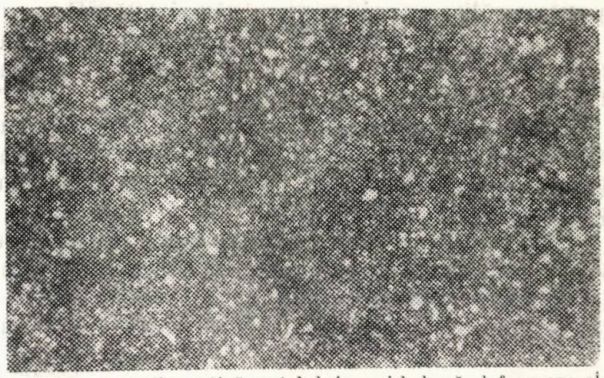
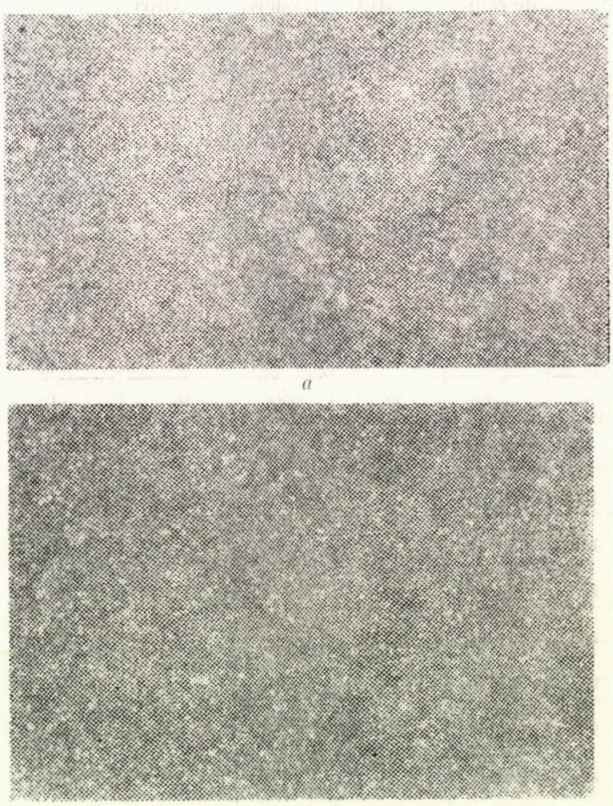


Fig. 3. Micrografia optică a oțelului rapid după deformare și recoacere; atac Nital 2%; mărire 500 : 1

Fig. 3. Optical micrograph of rapid steel after deformation and annealing. Etching: Nital 2% Magnification × 500

Structurile după călire (fig. 4, a; 5, a; 6, a; 7, a) sînt alcătuite din martensită însoțită de cantități apreciabile de austenită.

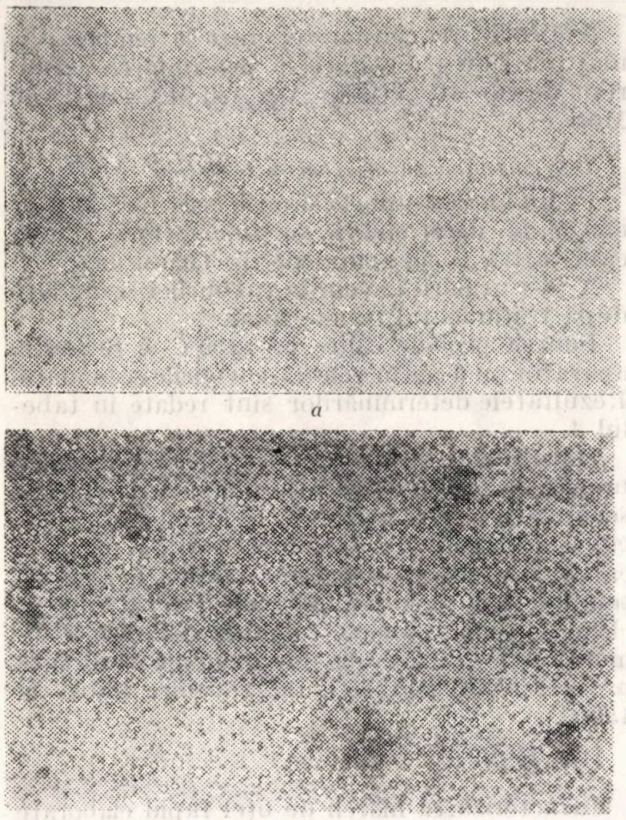


a

b

Fig. 4 Micrografii optice ale oțelului rapid: a—după călire la 1050°C în ulei (64 HRC); b—după călîri triple la 450°C (58 HRC); atac Nital 2%; mărire 500 : 1

Fig. 4. Optical micrographs of rapid steel
a—after oil quenching from 1050°C; (64 HRC)
b—after triple quenching from 450°C (58 HRC)
Etching: Nital 2%; Magnification: × 500



a

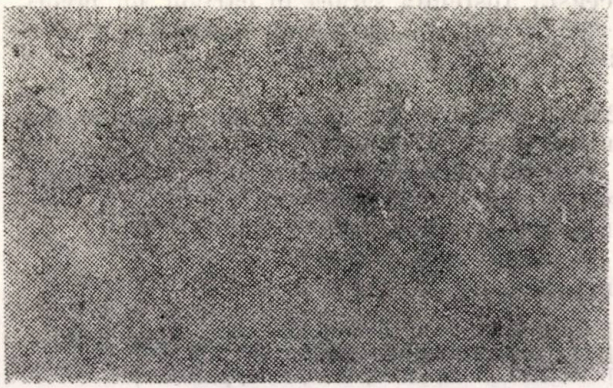
b

Fig. 5. Micrografii optice ale oţelului rapid : a—după călire la 1100° C în ulei cald (HRC 64) ; b—după călire şi revenire dublă la 550°C (59 HRC) ; atac Nital 2% ; mărire 500 : 1

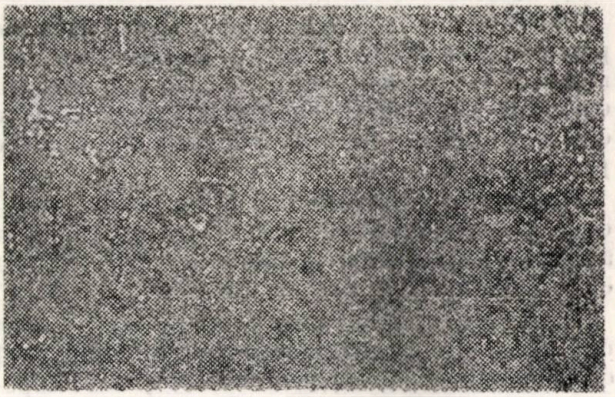
Fig. 5. Optical micrographs of rapid steel :
a—after quenching from 1100°C in hot oil (HRC 64) ;
b—after double quenching and tempering at 550°C (59 HRC),
Etching : Nital 2%, Magnification : × 500

Prin două, trei reveniri ulterioare succesive, pe lîngă detensionare are loc transformarea austenitei reziduale în martensită şi carburi (procesul de durificare secundară).

Structura finală (fig. 4, b ; 5, b ; 6, b) va fi alcătuită din carburi primare pe fond de martensită neagră (de revenire), durificată suplimentar prin prezenţa carburilor secundare fine precipitate la revenire şi cu urme de austenită reziduală.



a



b

Fig. 6. Micrografii optice ale oţelului rapid : a—după călire la 1150°C în ulei cald, subrăcire la —70°C (60 HRC) ; b—după călire şi revenire dublă la 450°C (61—62 HRC) ; atac Nital 2% ; mărire 500 : 1

Fig. 6. Optical micrographs of rapid steel
a—after quenching from 1150°C in hot oil, subcooling at-70°C (60 HRC) ;
b—after double quenching and tempering at 450°C (HRC 61—62)
Etching : Nital 2% ; Magnification : × 500

a

b

Fig. 7. Micrografii optice ale oţelului rapid : a—după călire la 1250°C în ulei cald (62 HRC) ; b—după călire şi revenire dublă la 450°C (62 HRC) ; atac Nital 2% ; mărire 500 : 1

Fig. 7. Optical micrographs of rapid steel :
a—after quenching from 1,250°C in hot oil (HRC 62) ;
b—after double quenching and tempering at 450°C (HRC 62)
Etching : Nital 2% ; Magnification : × 500

Făcînd o analiză atentă a evoluției structurale pe micrografiile prezentate, se poate deduce că, în afara celor menționate pentru temperatura de călire de 1250°C, acestea prezintă aspecte obișnuite pentru oțelurile ledeburitice în stările prezentate.

Depășirea temperaturilor de călire de 1200°C duce la o creștere grosolană a granulației și la apariția eutecticului ledeburitic (fig. 8), cu efecte dăunătoare asupra tenacității oțelului.

După călire, în structură se găsesc carburi de tipul M_6C și MC, proporția lor fiind dată de proporția elementelor de aliere și de temperatura de călire.

Tabelul 4

Rezultatele determinărilor de microscopie cantitativă

Table 4

Quantitative microscopy results

Caracteristica	Starea materialului			
	Recoacere structura inițială	Călire 1050°C/ ulei. Revenire dublă 450°C (pr. nr. 2)	Călire 1100°C/ ulei. Revenire dublă 550°C (pr. nr. 17)	Călire 1150°C/ ulei. Revenire dublă 450°C (pr. nr. 8)
Nr. de cîmpuri	20	20	20	20
Aria ocupată, %	5,9393	7,2607	7,0358	4,5360
Intersecția carburilor, mm/mm²	69,2802	87,7522	90,9512	73,928
Nr. carburilor/ mm²	89528	12600535	124152,8	121829,26
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0008	0,0007	0,0007	0,0006
Clase de dimensiuni, μm :				
0—0,5	45214	73954,19	70715	83173,7
0,5—1	22984	29655,56	31497	22657
1—2	17282	17855,44	17978	13684
2—4	3822	3919,1	3619	2093
4—8	224	594	326,5	219
8—16	0	26,76	16	0
16—32	0	0	0	0
peste 32	0	0	0	0
Aria carburilor :				
maximă	7,828	10,5604	11,3232	11,474
minimă	4,9956	42970	2,7300	2,3270
medie	5,9393	72607	70358	4,5360
Abaterea standard	0,7165	1,8057	2,2654	2,2659
Numărul carburilor/cîmp :				
maxim	1250	1590	1782	1922
minim	527	659	411,00	526,00
mediu	836	1176	1159,45	1137,75
Abaterea standard	198,81	367,29	367,2983	442,1367

Aplicarea revenirilor repetate la temperaturi mai mari de 450°C duce la precipitarea carburilor de tip MC (VC sau V_4C_3) și M_2C (W_2C sau Mo_2C).

Determinări de microscopie optică cantitativă

Pe un lot din probele supuse cercetării au fost efectuate determinări de microscopie optică cantitativă pe un aparat de tip Quantimet.

A fost urmărită evoluția carburilor secundare după tratamentul termic final.

Pentru probele călite la 1250°C și revenite, aparatul nu a putut selecta carburile secundare. Rezultatele determinărilor sînt redate în tabelul 4.

Din tabelul 4 se poate observa că pe același număr de cîmpuri (20) aria ocupată de carburi secundare scade începînd cu temperatura de călire de 1100°C. De asemenea, scade și numărul carburilor secundare pe mm² o dată cu creșterea temperaturii de călire. În cadrul repartiției pe clase de dimensiuni, se constată că în clasa dimensională cea mai fină de carburi se încadrează probele călite la 1150°C cu revenire dublă la 450°C.

Concluzii

Caracterizarea mărcii de oțel rapid elaborate în condițiile reducerii unor elemente de aliere scumpe și deficitare s-a făcut utilizînd mijloace de investigare existente în țară, pe baza datelor existente despre oțelurile rapide cunoscute.

Modificările structurale, corelate cu variația durităților și cu rezultatele de microscopie optică cantitativă, sugerează următoarele concluzii :

— creșterea temperaturii de călire la valori mai mari de 1150°C nu duce, după aplicarea revenirilor, la creșteri importante ale durității (rămîn în intervalul 60 —62 HRC) ;

— în cazul călirilor la 1050 și la 1100°C, se constată o comportare după revenire nespecifică oțelurilor rapide, în sensul că duritatea după revenire scade. Acest fapt se datorează temperaturilor mici de călire, ce nu asigură o dizolvare corespunzătoare a carburilor în austenită. Această austenită săracă în carbon nu favorizează precipitarea carburilor secundare la revenire, deci creșterea durității ;

— utilizarea temperaturilor de călire peste 1200°C duce la creșterea granulației austenitice cu separarea eutecticului ledeburitic ;

— intervalul de temperaturi recomandat pentru călire este cuprins între 1150 și 1200°C, iar pentru reveniri între și 500 și 550°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ghelare I. Instrumentalinie stali, Moscova, 1961
[2] Metalovedenie, nr. 6, 1975 p. 4—9.
[3] Metalovedenie, nr. 7, 1975, p. 58—59
[4] Metalovedenie, nr. 11, 1976, p. 5—8
[5] Metalovedenie, nr. 11, 1976, p. 8—11

ASPECTE ALE PROCESULUI DE BORURARE A OȚELURILOR

Ing. Elena Mărginean, ing. Roxana Ruxandra
I.N.T.E.C. S.A. București
Ing. I. Mărginean
Universitatea „Politehnica" București
Ing. I. Ionașcu, ing. A. Carlino
UPETROM S.A. Ploiești

CZ: 621.785.669.781

Considerații teoretice

Borurarea este un proces termochimic prin care se introduce bor în suprafața diferitelor materiale metalice. Aceasta se produce prin formarea germenilor de boruri pînă la realizarea unui strat închis de grosime X și în continuare prin creșterea stratului de boruri datorită difuziei borului. Se presupune că reacția borului cu corpul metalic solid se realizează în fază gazoasă, prin descompunerea activizatorului la o anumită temperatură și acțiunea donatorului de bor.

În lucrări de specialitate [1] s-a arătat că se formează boruri pe suprafața pieselor metalice prin reacții chimice în prezența compușilor gazoși de bor.

S-a observat că, o dată cu creșterea duratei de borurare, se mărește numărul germenilor pînă cînd se formează un strat închis de borură pe suprafață. Scăderea capacității de borurare în stratul periferic al piesei constituie un factor de favorizare a difuziei borului la frontul de creștere [1].

Creșterea în grosime a stratului depinde de condițiile de borurare și de compoziția materialului de bază al piesei. Creșterea grosimii stratului urmează o lege parabolică la borurarea de temperatură ridicată și respectiv o lege liniară la borurarea subcritică.

Influența carbonului asupra cineticii formării și creșterii stratului de boruri s-a studiat în mai multe lucrări de specialitate (1,], [2], [3]. Gradul de îmbogățire în carbon este dependent de difuzia borului în stratul periferic și de viteza de difuzie a carbonului din materialul metalic de bază. În oțelurile hipereutectoide, îmbogățirea cu carbon înaintea frontului de creștere nu depășește 0,2% greutate. O dată cu creșterea conținutului de carbon grosimea stratului borurat scade, iar forma caracteristică dințată a borurilor se schimbă făcîndu-se trecerea spre straturile netede. Același efect asupra formei borurilor cu aspect de straturi netede se obține prin scăderea temperaturii în domeniul borurării subcritice.

Straturile borurate sînt compuse din două tipuri de boruri care pătrund vertical în suprafața borurată a oțelului:

— borura de fier FeB, care apare în apropierea suprafeței cristalizată într-o rețea rombică și conține teoretic 16,23% greutate B. Ea prezintă o microduritate de aproximativ 2000—2300 $HV_{0,05}$ care este constantă pe întreaga lungime a axei cristaline;

— borura de fier Fe_2B, care a pătruns mai adînc în material. Este caracterizată de o rețea tetragonală și un conținut teoretic de 8,83% greutate bor, precum și de o microduritate de 1400—2000 $HV_{0,05}$ care, de asemenea, rămîne constantă de-a lungul axei cristaline.

Ambele faze au o direcție [001] care este totdeauna perpendiculară pe suprafața de borurat [4].

Microanaliza cu fascicul de electroni a pus în evidență în oțeluri bogate în carbon (aproximativ 1% C) formarea unei faze sub forma unei precipitații de cementită de bor $Fe_3C_{0,2}B_{0,8}$ [4]. Literatura [4] menționează, de asemenea, prezența unei zone de trecere cu granulație mare și călibilitate ridicată în comparație cu miezul materialului. Această zonă se consideră ca un cristal de amestec de B în Fe cu un conținut de bor de cca 0,002—0,005%.

În unele situații este de dorit să se conducă borurarea astfel încît stratul format să fie monofazic (Fe_2B), acesta fiind mai puțin fragil. Aceasta se realizează printr-un regim termic și o capacitate de saturare a mediului adecvate. Introducerea șarjei direct la temperatura de borurare evită formarea borurilor FeB în cursul încălzirii. Creșterea capacității de saturare este, de asemenea, în favoarea formării FeB.

Din cercetările efectuate [1], [4], s-a tras concluzia că în întreaga grosime a stratului borurat compușii FeB și Fe_2B prezintă o compoziție uniformă.

Cercetări proprii

S-au efectuat încercări de borurare pe oțelurile OLC 15 și 33 MoCr 11 a căror compoziție chimică este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1
Table 1

Compoziția chimică a oțelurilor studiate
Chemical analysis of investigated steels

Marca	Compoziția chimică, %				
	C	Si	Mn	Cr	Mo
OLC 15	0,12—0,19	0,17—0,37	0,35—0,65	max. 0,30	—
33MoCr 11	0,30—0,37	0,17—0,37	0,40—0,80	0,50—1,30	0,15—0,30

Borurarea s-a aplicat pe epruvete de 15 × 10 × × 10 mm care s-au impachetat în conteinere în pulbere activă și s-au etansat cu argilă amestecată cu silicat de sodiu.

În cursul incercărilor, s-a căutat să se găsească proporția adecvată dintre substanța activă, substanța de umplere și activizator, astfel incît să se obțină straturi suficient de adinci și de duritate ridicată.

S-au folosit ca substanțe active ferobor, bor amorf și carbură de bor. Ca activizatori s-au utilizat NH_4Cl și KBF_4, iar ca substanțe de umplere s-au folosit grafitul și alumina.

Regimul termic a constat din incălzire la 900 —950°C și menținere 4 —6 ore.

Mediile de saturare utilizate și rezultatele obținute sînt arătate în tabelul 2.

Tabelul 2
Table 2

Rezultatele borurării în amestecuri pulverulente
Powder mix boridization results

Compoziția amestecului de pulberi pentru borurare	Regimul termic de borurare	Nr. probei	Marca oțelului	Duritatea inițială	Adincimea stratului, μm	Microduritatea, $HV_{0,100}$	Observații
42 % FeB + 12 % B amorf 6 % B_4C + 20 % grafit + 20 % KBF_4	900°C/4h	1.1	OLC 15	143	70—150	1418—1587	Adincimea minimă a stratului reprezintă dimensiunea stratului închis Xg de boruri
		1.2	33MoCr11	217	50—72	1620—1670	
	900°C/6h	4.1	OLC 15	143	100—160	1440—1600	
		3.2	23MoCr11	217	62—80	1770—1884	
	950°C/4h	14.1	OLC 15	150	95—200	1680—1800	
		14.2	33MoCr11	210	70—84	1526—2350	
	950°C/6h	16.1	OLC 15	143	130—230	1430—1680	
		16.2	33MoCr11	217	72—84	1680—2445	
79 % B_4C + 16 % $Na_2B_4O_7$ + 5 % KBF_4	900°C/4h	10.1	OLC 15	150	65—120	1430—2054	Adincimea maximă a stratului reprezintă dimensiunea X pînă la virful acelor de boruri
		10.2	33MoCr11	210	60—84	1930—2340	
	900°C/6h	11.1	OLC 15	143	95—170	1467—1688	
		12.2	33MoCr11	217	80—96	1510—2400	
	950°C/4h	19.1	OLC 15	150	70—155	1600—1854	
		20.2	33MoCr11	210	60—96	1640—2200	
	950°C/6h	18.1	OLC 15	143	110—200	1600—1950	
		17.2	33MoCr11	217	80—105	1720—1980	

Prelucrarea datelor experimentale

În figurile 1, 2, 3 s-a reprezentat dependența adîncimii de strat borurat de parametrii de tratament pentru oțelurile OLC 15 și 33 MoCr 11.

Se constată o creștere mai accentuată a adîncimii de strat borurat cu timpul de menținere pentru temperaturi similare de tratament, în cazul oțelului OLC 15 în comparație cu oțelul 33 MoCrll.

Reprezentarea comparativă a rezultatelor obținute pe cele două mărci de oțeluri pune în evidență comportarea mai eficientă la borurare a oțelului OLC 15 față de oțelul aliat 33 MoCr 11. Această observație face posibilă, în anumite situații, înlocuirea oțelului 33 MoCr 11 cu OLC 15, realizînd economisirea elementelor de aliere (Cr, Mo).

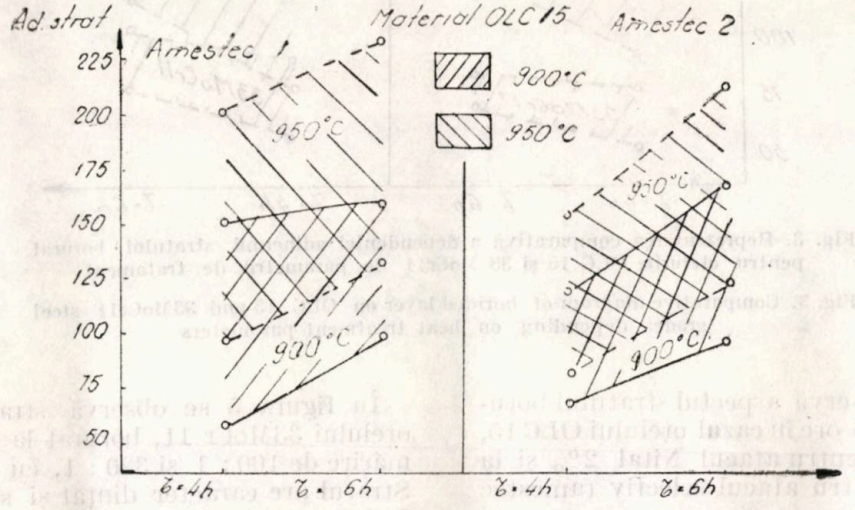


Fig. 1. Dependența adîncimii stratului borurat pentru oțelul OLC 15 de durata menținerii la tratament, de temperatura de lucru (900 și respectiv 950°C) și de compoziția amestecului de saturare

Fig. 1. The depth of the borided layer on OLC 15 steel, depending on holding time and temperature (900°C and 950°C respectively) and on saturation mixture composition (1, 2)

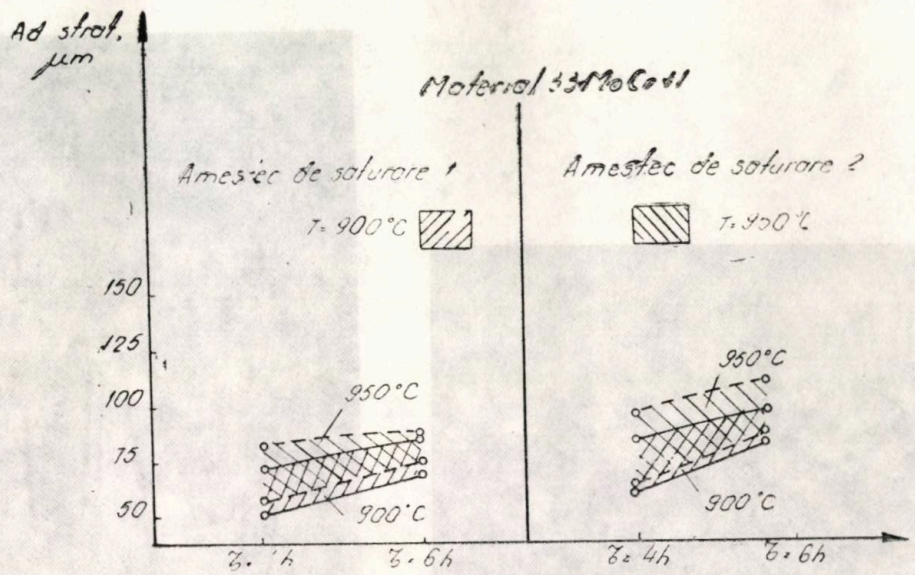


Fig. 2. Dependența adîncimii stratului borurat pentru oțelul 33MoCr11 de durata menținerii la tratament, de temperatura de lucru (900 și 950°C) și respectiv de compoziția amestecului de saturare

Fig. 2. The depth of the borided layer on 33MoCr11 steel, depending on holding time and temperature (900° C and 950°C respectively) and on the saturation mixture composition

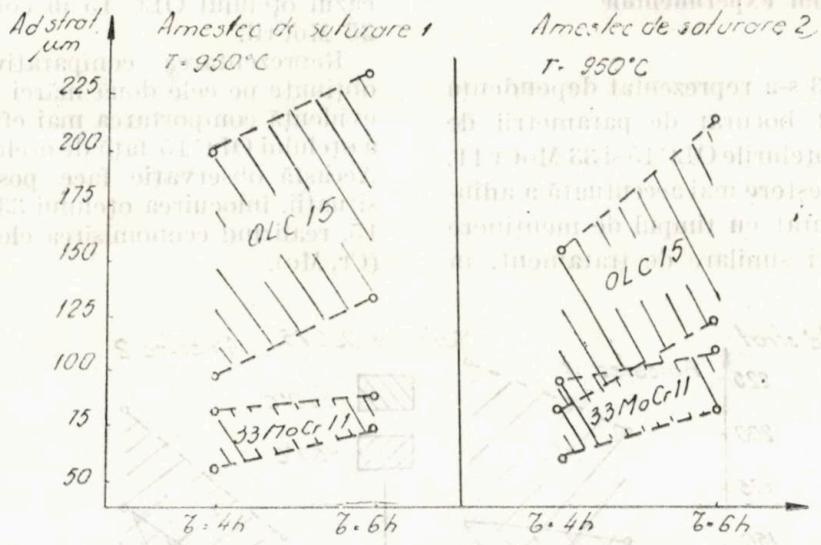


Fig. 3. Reprezentarea comparativă a dependenței adîncimii stratului borurat pentru oțelurile OLC 15 și 33 MoCr11 de parametrii de tratament

Fig. 3. Comparative diagram of borided layer on OLC 15 and 33MoCr11 steel grades depending on heat treatment parameters

În figura 4 se observă aspectul stratului borurat la 950° C după 6 ore în cazul oțelului OLC 15, la mărire 100 : 1 pentru atacul Nital 2% și la mărire 320 : 1 pentru atacul selectiv (amestec de acid picric și hidroxid de sodiu). S-a obținut un strat borurat puternic dințat, bine ancorat în masa de bază. Din detaliu se vede că structura este bifazică cu FeB la exterior și Fe_2B la interiorul stratului.

În figura 5 se observă stratul durificat al oțelului 33MoCr 11, borurat la 950°C, 6 ore, la mărire de 100 : 1 și 320 : 1, cu atac Nital 2%. Stratul are caracter dințat și structură monofazică.

S-au efectuat de asemenea încercări de uzură pe probele borurate din oțelurile 33 MoCr 11 și OLC 15, care au arătat creșterea rezistenței la uzură de 4—5 ori față de probele neborurate și de 2—3 ori față de probele carburate.

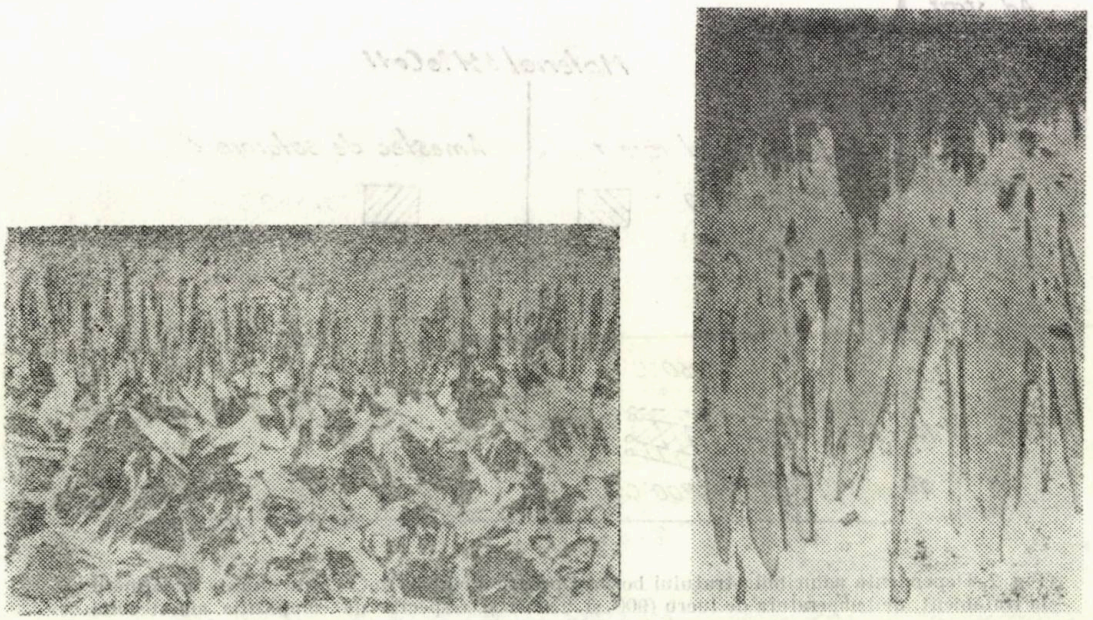


Fig. 4 Aspectul stratului borurat al oțelului OLC 15 la 950° C/6 h

Fig. 4. Aspect of borided layer at 950°C/6 hrs on OLC 15 steel

Fig. 5. Aspectul stratului durificat al oțelului 33MoCr11 la 950°C/6h
Fig. 5. Aspect of borided layer at 950°C/6 hrs on 33MoCr11 steel

Concluzii

Amestecul pulverulent avînd compoziția chimică : 42% FeB + 12%B amorf + 6% B_4C + + 20% grafit + 20% KBF_4 asigură formarea unor straturi durificate cu grosime de 84—230 μm pe oțelul cu 0,12—0,37%C printr-o borurare la 950°C, 6 ore.

Amestecul pulverulent avînd compoziția chimică : 79% B_4C + 16% $Na_2B_4O_7$ + 5% KBF_4 duce la formarea unor straturi durificate cu grosime de 105—200 μm pe oțeluri cu conținut de carbon de 0,12—0,37% printr-o borurare la 950°C, 6 ore.

În general, adîncimea stratului durificat crește o dată cu mărirea temperaturii de borurare și a duratei procesului în domeniul parametrilor studiați.

Duritatea borurilor s-a situat între 1418 și 2445 HV , ceea ce concordă cu datele literaturii de specialitate.

Aplicarea borurării pe piese ce sînt solicitate la uzură poate fi un domeniu de implementare a acestui procedeu.

Utilizarea procesului de borurare poate permite în anumite situații înlocuirea oțelurilor aliate cu oțeluri carbon, cu economisirea elementelor de aliere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lu Ming — Jiong. Die Bildungs und Wachstungkinetik monophasiger Boridschichten, HTM 38, 1983, nr. 4, pg. 156—168
[2] Alfred Graf von Matuschka. Boronizing, 1980
[3] L. G. Vorosnin, L. S. Liahovici. Borirovanie stali, 1978
[4] B. Kastner ș.a. Untersuchungen von Boridschichten auf Stahlen, HTM 34, 1979, nr. 4, p. 173—179

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND POSIBILITATEA UTILIZĂRII UNOR FONTE ALBE ÎNALT ALIATE ÎN FABRICAȚIA PRODUSELOR PUTERNIC SOLICITATE LA UZURĂ ABRAZIVĂ

Dr. ing. R. Șaban, ing. D. Bunea,
dr. ing. Simona Zamfir, ing. V. Geantă,
ing. N. Constantin , ing. D. Gheorghe,
Universitatea „Politehnica" București

CZ: 669.15—196

Creșterea continuă a utilizării pe scară largă a unor noi materiale în construcții și industrie pune problema realizării unor mașini și instalații care să corespundă, atît din punct de vedere funcțional cît și al duratei de viață, scopului propus. În prezent , piese masive turnate, cu grosimi de perete de peste 250 mm sau piese cu greutăți mari, de mai multe tone, sînt utilizate ca produse puternic solicitate la uzură abrazivă (blindaje sau bile), în cazul morilor pentru ciment, diferite minereuri sau cocs.

Din punct de vedere economic, uzarea prematură a unor astfel de piese duce la întreruperi frecvente ale procesului de fabricație și, în consecință, la mari pierderi de producție, fără a mai lua în considerare pierderile datorate fabricației și montajului prea des al acestora pe utilajele respective.

Pînă în ultimii 10—15 ani, piesele supuse uzurii din morile de măcinat ciment se executau din materiale relativ ieftine, de tipul oțelurilor carbon, oțelurilor slab și mediu aliate sau oțelurilor austenitice manganoase. Cercetările desfășurate în ultima perioadă au arătat că, deși în fază inițială aceste materiale metalice sînt mai ieftine, totuși în final pierderile de producție, imobilizările de instalații și costurile legate de executarea și montarea pieselor noi duc la creșteri masive ale prețului de cost.

Pe aceste considerente, fonta înalt aliată cu crom reprezintă unul dintre materialele metalice cele mai moderne în execuția pieselor puternic solicitate la uzură, de tipul blindajelor și bilelor de măcinat. În general, aceste fonte prezintă rezistență la uzură prin șoc de 1,5—2,5 ori mai mare decît cea a oțelurilor turnate slab aliate.

Fontele înalt aliate cu crom prezintă o bună rezistență la abraziune. Dezavantajul acestor materiale constă în tenacitatea mai redusă decît a altor materiale destinate să lucreze în condiții de uzură.

Condiții experimentale

În vederea realizării programului experimental, au fost elaborate două șarje de fontă într-un cuptor electric cu inducție, cu frecvență de 2000 Hz, capacitatea de 400 kg și avînd căptușeală acidă. Compoziția chimică a șarjelor experimentale este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor experimentale, %

Table 1

Chemical analysis of test heats %

Indicativul șarjei E_1	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	$\frac{Cr}{C}$
1	2,14	0,87	0,38	0,017	0,019	21,60	0,97	0,34	10
2	2,35	0,51	0,32	0,012	0,018	22,90	0,90	0,30	9,74

Avînd în vedere faptul că parametrii de anduranță ai pieselor în serviciu (uzură și spargere) sînt puternic influențați de gradul de finețe al structurii, s-a efectuat modificarea topiturii cu prealiaj modificator NiMg 9 și feroaliaje de tip FeB și FeTi.

Blindajele tip bară obținute prin turnarea celor două șarje experimentale au fost apoi supuse tratamentelor termice de călire și revenire, conform diagramei prezentate în figura 1.

Rezultate experimentale

Determiarea durității blindajelor în stare turnantă

Structura de turnare a blindajelor este deosebit de importantă întrucît, în funcție de constituenții structurali ai acesteia, se stabilesc parametrii tratamentului termic final în vederea realizării structurii și caracteristicilor de exploatare.

Duritatea blindajelor turnate a fost determinată pe probe martor turnate împreună cu blindajele. În figura 2 se prezintă secțiuni prin cele două probe martor, precum și valorile durității HRC obținute în diversele zone ale acestora.

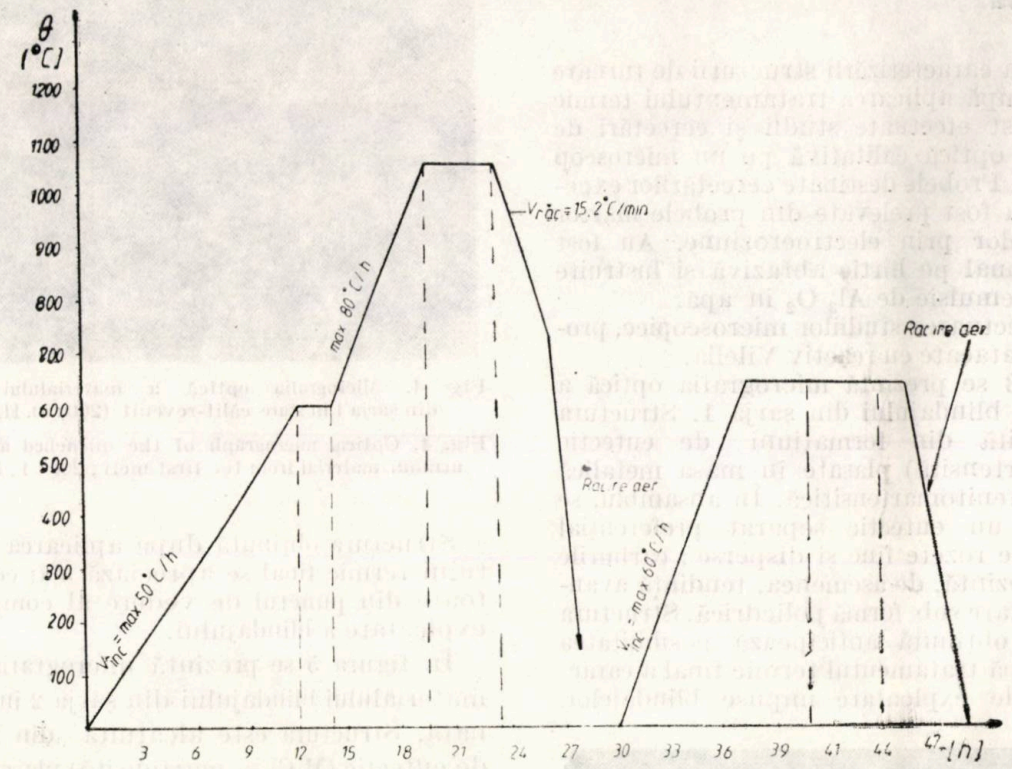


Fig. 1. Parametrii tratamentelor termice aplicate blindajelor turnate din cele două șarje experimentale

Fig. 1. The parameters of the heat treatments applied to armours cast in the two test melts

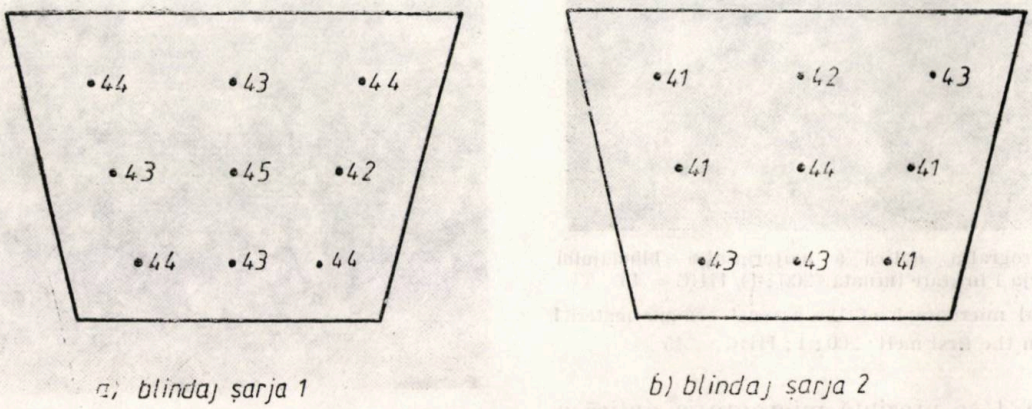


Fig. 2. Distribuția valorilor de duritate măsurate pe secțiunile celor două probe martor corespunzătoare șarjelor experimentale turnate împreună cu blindajele

Fig. 2. Hardness distribution on the sections of the two samples from the test melts, cast together with the armours

Din valorile determinărilor de duritate rezultă că acestea sînt relativ omogene pe secțiune și se situează la un nivel scăzut, care anticipează o proporție însemnată de austenită reziduală.

Existența acestui constituent structural cu plasticitate ridicată în structura de turnare este favorabilă atît în ceea ce privește efectul tensiunilor interne, cît și în aplicarea tratamentului termic final.

Studii și cercetări de microscopie optică calitativă

În vederea caracterizării structurii de turnare și a celei după aplicarea tratamentului termic final, au fost efectuate studii și cercetări de microscopie optică calitativă pe un microscop tip Neophot. Probele destinate cercetărilor experimentale au fost prelevate din probele martor ale blindajelor prin electroeroziune. Au fost șlefuite manual pe hîrtie abrazivă și lustruite mecanic cu emulsie de $Al_3 O_2$ în apă.

Pentru efectuarea studiilor microscopice, probele au fost atacate cu reactiv Vilella.

În figura 3 se prezintă micrografia optică a materialului blindajului din șarja 1. Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + martensită) plasate în masa metalică de bază austenitomartensitică. În ansamblu, se evidențiază un eutectic separat preferențial sub formă de rozete fine și disperse : carburile eutectice prezintă, de asemenea, tendință avansată de separare sub formă poliedrică. Structura de turnare obținută anticipează posibilitatea realizării după tratamentul termic final a caracteristicilor de exploatare impuse blindajelor.

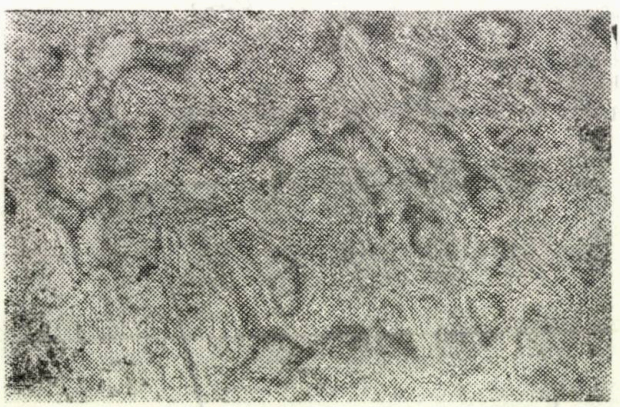


Fig. 3. Micrografia optică a materialului blindajului din șarja 1 în stare turnată (200 : 1). HRC = 45

Fig. 3. Optical micrograph of the as cast armour materi.l from the first melt; 200 : 1; HRC = 45

În figura 4 se prezintă micrografia optică a materialului blindajului din șarja 1, după aplicarea tratamentului termic final. Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + martensită + carburi secundare) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare globulare și austenită reziduală (urme). După aplicarea tratamentului termic final, se constată o ameliorare a segregației chimice și modificări structurale importante în sensul obținerii martensitei în masa metalică de bază, precum și a precipitatelor de carburi secundare globulare.

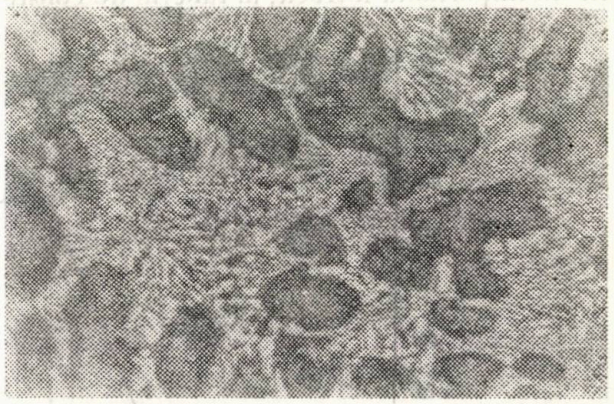


Fig. 4. Micrografia optică a materialului blindajului din șarja 1 în stare călit-revenit (200 : 1). HRC = 51

Fig. 4. Optical micrograph of the quenched and tempered armour material from the first melt; 200 : 1; HRC = 51

Structura obținută după aplicarea tratamentului termic final se apreciază a fi corespunzătoare din punctul de vedere al comportării în exploatare a blindajului.

În figura 5 se prezintă micrografia optică a materialului blindajului din șarja 2 în stare turnată. Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + martensită) plasate în masa metalică de bază formată din austenită și martensită.

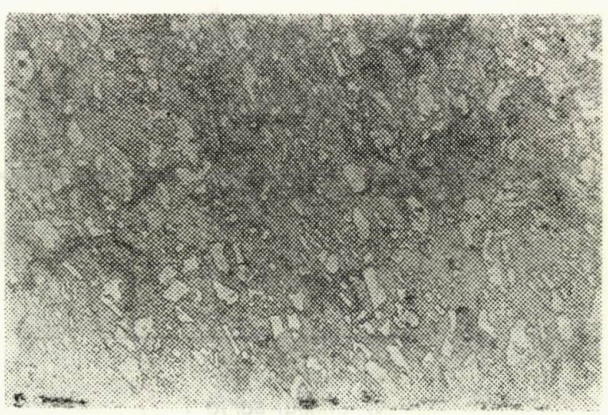


Fig. 5. Micrografia optică a materialului blindajului din șarja 2 în stare turnată (200 : 1). HRC = 44

Fig. 5. Optical micrograph of the as cast armour material from the 2-nd melt; 200 : 1; HRC = 44

În figura 6 se prezintă micrografia optică a materialului blindajului din șarja 2, după aplicarea tratamentului termic final (călire și revenire). Structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + martensită + carburi secundare) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare globulare și austenită reziduală (urme). În ansamblu se evidențiază un eutectic cu tendință pronunțată de separare sub formă de rozete fine și disperse ; masa metalică de bază prezintă fazele structurale corespunzătoare scopului funcțional al blindajelor.

Fig. 6. Micrografia optică a materialului blindajului din șarja 2 în stare călit-revenit (200 : 1). HRC = 50

Fig. 6. Optical micrograph of the quenched-tempered armour material from the 2-nd melt ; HRC = 50

Studii și cercetări de microscopie optică cantitativă (quantimetrie)

Studiile și cercetările de microscopie optică cantitativă au avut drept scop caracterizarea în special a carburilor eutectice și carburilor secundare.

Blindajul din șarja 1 prezintă în structură 13,73% carburi eutectice ; numărul de carburi eutectice pe mm² este 2411, iar diametrul mediu al carburilor eutectice este de 10 μm.

Blindajul din șarja 2 prezintă în structură 16,07% carburi eutectice ; numărul de carburi pe mm² este aproape dublu față de blindajul din șarja 1 (4270), iar diametrul mediu al carburilor eutectice este mai mic — 9 μm.

Repartiția carburilor eutectice pe clase de dimensiuni arată că, în cazul blindajelor din șarja 1, circa 73% din acestea se încadrează în clasa dimensiunilor fine (0 — 4 μm) față de 74% cît se înregistrează la blindajul din șarja 2.

Pe baza procesului de modificare mai bine condus în cazul materialului din șarja 2, se constată carburi mai omogene și mai bine repartizate decît în cazul materialului din șarja 1. Aria minimă a carburilor este de 82% față de aria maximă a acestora în cazul șarjei 2, în comparație cu 62% cît s-a obținut la șarja 1 ; de asemenea, numărul minim de carburi eutectice pe un cîmp analizat este de 68% față de numărul maxim al carburilor eutectice la blindajul din șarja 2, comparativ cu 39% la blindajul din șarja 1.

În ceea ce privește carburile secundare, se observă că, deși numărul acestora este mai mare la blindajul din șarja 2 (202 992 față de 193835), totuși diametrul mediu al acestora este mai mare (1 μm față de 0,6 μm).

Repartiția carburilor secundare fine (0 —2 μm) pe clase de dimensiuni indică valori favorabile blindajului din șarja 1 (98% față de 94% la blindajul din șarja 2).

În ansamblu , rezultatele obținute la ambele tipuri de blindaje sînt bune, valorile obținute încadrîndu-se în rezultatele normale obținute la astfel de tipuri de piese.

Studii și cercetări de difractometrie cu raze X

Alături de proporția de carburi eutectice și carburi secundare, proporțiile de martensită și austenită reziduală constituie factori de importanță determinată în aprecierea comportamentului în exploatare al blindajelor. În acest sens au fost efectuate studii și cercetări experimentale în vederea evidențierii acestor constituenți structurali. Determinările au fost efectuate pe un difractometru cu raze X tip DRON.

În tabelul 2 sînt prezentate rezultatele obținute în urma calculelor efectuate pe curbele de difracție.

Tabelul 2

Proporțiile constituenților structurali determinate cu difractometru cu raze X

Table 2

Constituents fractions measured with X-ray difractometer

Indicativul șarjei	Starea de prelucrare	Proporția de constituenți, %		
		Martensită	Carburi eutectice	Austenită reziduală
1	turnat	75,97	13,73	10,30
	tratat termic	86,27	13,73	—
2	turnat	80,03	16,07	3,90
	tratat termic	83,93	16,07	—

După cum rezultă din datele prezentate în tabelul 2, în blindajele aflate în stare de turnare se evidențiază 10,3 %, respectiv 3,9 % austenită reziduală. După aplicarea tratamentului termic final, proporția de austenită reziduală scade sub precizia de identificare a aparatului la ambele șarje. Pe această bază se poate conchide că ciclul și parametrii tratamentului termic satisfac condițiile impuse privind comportarea în exploatare a materialelor celor două șarje utilizate pentru fabricația blindajelor.

Determinări de duritate

Au fost efectuate măsurători de duritate HRC pe cîte un blindaj în stare călit-revenit din fiecare şarjă.

În figura 7 se prezintă zonele de măsurare a durităţii, precum şi valorile obţinute.

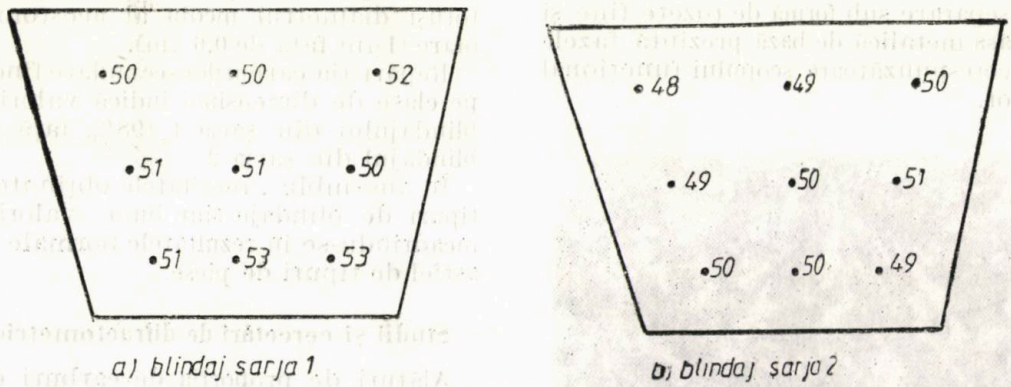


Fig. 7. Zonele de măsurare a durităţilor şi valorile obţinute (HRC) în secţiune pe cele două blindaje

Fig. 7. — Hardness measurement locations and resulted values (HRC) in the sections of the two armours

Din analiza datelor prezentate în figura 7 rezultă că pe secţiunea blindajelor se înregistrează mici diferenţe în ceea ce priveşte duritatea, acestea fiind datorate fie neomogenităţilor structurale ale materialului, fie condiţiilor tehnologice de tratament termic. Valorile de duritate măsurate pe blindajele obţinute din cele două şarje se situează în toate cazurile în limitele stabilite pentru aceste tipuri de produse.

Determinarea comportării la uzură

Piesele de uzură, deci şi blindajele, prin rolul funcţional pe care îl au sînt solicitate în principal la uzură de impact (spargere şi oboseală), precum şi la uzură abrazivă (alunecare şi rostogolire).

Comportarea la uzură abrazivă a fost determinată pe probe martor. Determinările au fost efectuate pe o maşină de construcţie originală prevăzută cu disc abraziv orizontal care se roteşte cu 232 rot/min. În timpul determinării, probele au fost apăsate pe disc cu o sarcină de 1 g/mm², aflîndu-se într-o mişcare relativă de rotaţie faţă de acesta.

În tabelul 3 se prezintă condiţiile determinării, precum şi rezultatele obţinute. Comportarea la uzură abrazivă s-a determinat prin cîntărire (pierdere în greutate).

Din datele prezentate în tabelul 3 rezultă că pierderile în greutate după aplicarea tratamentului termic final sînt mult mai mici decît la blindajele turnate. Valorile obţinute sînt comparabile, deşi blindajul şarjei 1 prezintă pierderi în greutate ceva mai reduse decît blindajul şarjei 2.

Concluzii

În urma determinărilor efectuate comparativ asupra celor două şarje experimentale utilizate pentru fabricaţia produselor solicitate la uzură

Tabelul 3

Condiţiile experimentale şi rezultatele determinărilor pentru aprecierea rezistenţei la uzură

Table 3

Test premises and results for wear resistance evaluation

Indicativul şarjei	Starea de prelucrare	Diam. disc. abr., mm	Granul. disc. abr., μm	Viteza de rot. a disc., rot./min	Sarc. de apăsare a probei, g/mm²	Durata determinării, min	Pierderea de greutate, g
Şarja 1	turnat	350	350	232	1	60	0,425
	călit	350	350	232	1	60	1,186
	călit+ revenit	350	350	232	1	60	0,041
Şarja 2	turnat	350	350	232	1	60	0,386
	călit	350	350	232	1	60	0,203
	călit+ revenit	350	350	232	1	60	0,058

abrazivă, s-au evidențiat următoarele aspecte :

— structura de turnare este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + austenită) plasate în masa metalică de bază formată din austenită și martensită. Eutecticul prezintă tendință avansată de separare sub formă de rozete fine și disperse. Carburile eutectice se prezintă preponderent sub formă poliedrică, formele aciculare grosolane nefiind identificate în structură ;

— după aplicarea tratamentului termic final (călire + revenire) structura este alcătuită din formațiuni de eutectic (M_7C_3 + martensită + carburi secundare) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi globulare și austenită reziduală (urme) ;

— determinările cantitative evidențiază în structura de tratament termic proporții de constituenți (martensită, carburi eutectice, carburi secundare, austenită reziduală) care se încadrează în limitele unanim acceptate ;

— gradul de finețe și de dispersie al carburilor eutectice și carburilor secundare se încadrează, de asemenea, în limitele prescrise pentru astfel de produse ;

— duritatea blindajelor în stare turnată corespunde compoziției chimice și procedeului de turnare a blindajelor. După aplicarea tratamentului termic final, se obțin durități în cadrul valorilor impuse (49—51 HRC), indicate în literatura de specialitate ;

— în ansamblu, blindajele turnate în cadrul ambelor șarje experimentale sînt caracterizate ca satisfăcînd condițiile funcționale din morile de măcinat minereuri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni L. și Ștefănescu D. M. Fonte speciale. București, Editura Tehnică, 1974
[2] Pavelescu D. Tribotehnica. București, Editura Tehnică, 1983
[3] Nanu A. Tehnologia materialelor. București, Editura Didactică și Pedagogică, 1984

Revista revistelor

STAHL und EISEN, *R.F.G., 1992, nr. 9*

— Internaționalizarea cercetării și dezvoltării, p. 45
— Probleme actuale de cercetare în tehnica automatizării, p. 53
— Strategiile de întreținere, față de creșterea tendințelor de integrare și a cerințelor de calitate, p. 65
— Procedeul LD — 40 de ani, p. 73
— Oțelăria electrică a Societății Acciaerie Venete — Creșterea capacității cuptorului prin tehnologia K—ES, p. 83
— Compoziția băii metalice, a zgurilor și a granulelor metalice, în cazul procedeului AOD modificat, p. 91
— Cercetări pe model și calcule de simulare asupra mișcării curenților și amestecării în oalele barbotate cu gaz, p. 105
— Condițiile fizice în domeniul zonei coezive din furnal (P. II). Rezultate ale măsurătorilor și dezvoltarea modelului, p. 113
— Etanșarea fonică a mașinilor de tăiat cu flacără pentru tăierea pieselor forjate mari, p. 123
— Simpozion de chimie Krupp — VDM. Specialiștii discută despre noi materiale valoroase, p. 131
— Dezvoltarea comerțului intergerman cu oțel și mărfuri conținînd oțel, în anii 1989—1991, p. 135

STAHL und EISEN, *R.F.G., 1992. nr. 10*

— „Să facem un comerț comunitar" — pledoarie pentru noi structuri în siderurgia europeană, p. 37
— Progresul siderurgiei germane într-o perioadă de transformări revoluționare, p. 43
— Simularea în condiții de laborator a influențelor condițiilor tehnologice asupra structurii și caracteristicilor bramelor subțiri laminate direct, p. 51
— Comportarea bramelor la deformare în condițiile unei importante reduceri a lățimii într-o piesă de calibrare, p. 65
— Răcirea intensivă a profilelor mici și mijlocii, p. 75
— Măsurarea „on-line" a texturii la benzile din oțel laminate la rece, p. 85
— Calculul evoluției structurii și a caracteristicilor mecanice la laminarea la cald, p. 93
— Îmbunătățirea comportării în exploatare a șinelor de cale ferată prin perlitizarea fină a capului șinei, p. 101
— Influența grafitizării asupra comportării la fluaj a îmbinărilor sudate din oțel 15Mo3, p. 109
— Cel de-al 25-lea Simpozion internațional asupra tehnologiei auto și aplicației sale — Isata 25 — Materiale noi și alternative pentru industria autovehiculelor, p. 115
— Dezvoltarea istorico-empirică a diagramei structurale a oțelurilor Cr—Ni, p. 117
— Cicluri conjuncturale pe piața vest-germană a oțelului, după război. Periodicitate, intensitate și legături ale efectelor, p. 123
— Institutul pentru studiul deformării metalelor și domenii de activitate la Academia minieră Freiberg, p. 133

CONSIDERAȚII ASUPRA STĂRII DE TENSIUNE ÎN PULBERILE METALICE

Ing. Marcela Sava, ing. P. Tripa
Universitatea Tehnică Timișoara

CZ : 621.762

Considerații generale

Metalurgia pulberilor este astăzi un procedeu industrial în plină expansiune, care poate avea loc la temperatura mediului ambiant sau la cald și constă în aplicarea unei solicitări de compresiune axială asupra pulberii, urmată de o calibrare.

Metalurgia pulberilor prezintă o serie de avantaje : se pot obține piese de dimensiuni reduse și forme complexe printr-o singură operație, uzinaj redus, productivitate ridicată, economie de material etc.

Studiul densificării (compactizării) pulberilor metalice comportă un aspect metalurgic și un aspect mecanic. Sub aspect mecanic, densificarea provine din deformarea plastică a particulelor în timpul comprimării (la temperatura mediului ambiant) sau din deformarea viscoplastică, în cazul comprimării la cald.

Cunoașterea comportării mecanice a pulberilor metalice este foarte necesară pentru a putea prevedea răspunsul materialului din punct de vedere al tensiunilor și deformațiilor.

Studiul experimental al pulberilor metalice este necesar pentru a determina influența diferiților factori asupra densificării (de exemplu, tipul solicitării).

Cercetările asupra pulberilor metalice ce se vor prezenta în continuare s-au efectuat în Laboratorul „Sols, Solides, Structures" al Institutului Politehnic Național din Grenoble, Franța.

Probe și aparatură folosite

Probele folosite în cercetările experimentale s-au realizat prin procedeul de compresiune centrică în matriță, procedeu caracterizat prin faptul că eșantionul de pulbere metalică este supus la compresiune uniaxială, matrița (fig. 1) impunînd deplasare radială nulă.

Probele, de formă cilindrică, au avut înălțimea inițială de aproximativ 38 mm și diametrul de 14 mm.

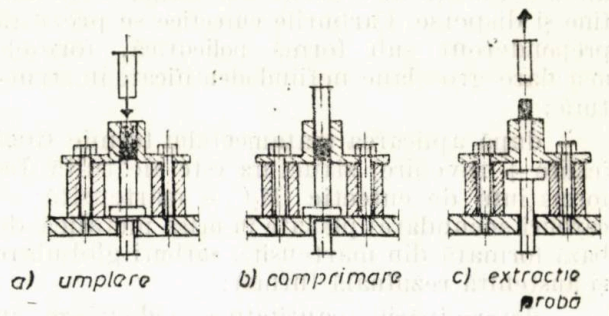


Fig. 1

Aceste probe rezultă în urma introducerii pulberii în matrița dispozitivului utilizat la încercările experimentale, dispozitiv prezentat schematic în figura 2.

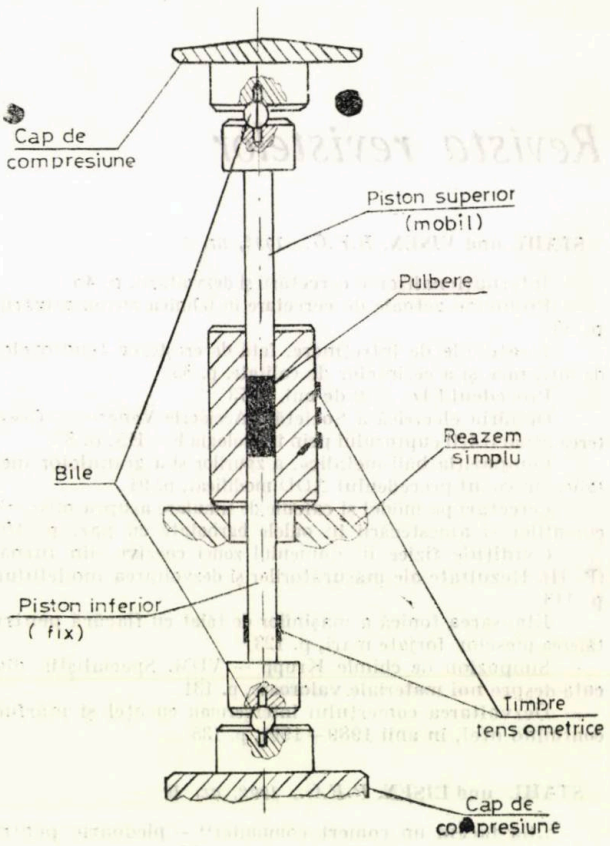


Fig. 2

Presiunile produse în interiorul matriței, implicit în pulberea de fier, s-au stabilit astfel : presiunea axială s-a determinat cu ajutorul unui captor de forță montat pe presă, iar presiunea radială s-a calculat pe baza relațiilor din rezis-

tența materialelor, utilizînd deplasările radiale ale suprafeței exterioare a matriței, cu ajutorul a trei perechi de traductori rezistivi montați pe această suprafață.

S-a folosit o presă de 100kN, care a permis obținerea unei presiuni axiale de aproximativ 650 MPa.

Înainte de începerea încercărilor experimentale, toate componentele de măsurare au fost etalonate.

Deformațiile date de traductorii electrici au fost preluate de către un calculator și prelucrate pe baza unui program. Rezultatele finale au fost redate la imprimantă sub formă de date numerice, respectiv grafice.

Încercări experimentale

Încercările experimentale s-au făcut pe eșantioane de formă cilindrică, realizate din pulbere de fier, la temperatură ambiantă. S-a urmărit variația tensiunii axiale σ_z și a celei radiale σ_r în funcție de gradul de compactare a pulberii și, în ultimă instanță, în funcție de densitatea relativă a pulberii $\rho\left(\rho = \frac{\rho\ \text{pulbere}}{\rho\ \text{mat. dens}}\right)$.

Măsurarea scurtării eșantionului în vederea stabilirii densității acestuia s-a făcut cu ajutorul unui sistem optic de măsură, ținîndu-se seamă și de deformațiile axiale ale celor două pistoane.

Determinarea presiunii medii s-a făcut pe baza cunoașterii valorii medii a forței axiale. Pentru forța axială (fig. 3) s-au obținut două valori : una dată de pistonul inferior prin intermediul traductorului rezistiv montat pe el și

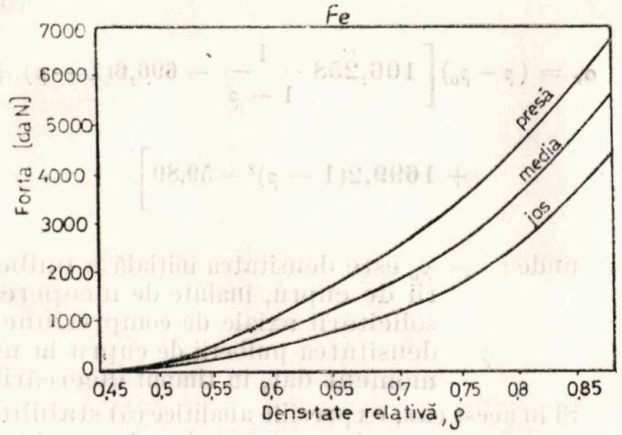


Fig. 3

una dată de traductorul de forță montat pe presă, ceea ce impune utilizarea în calcule a unei valori medii a forței axiale. În calculele ulterioare, tensiunile (axială σ_z și radială σ_r) s-au determinat ca valori medii ale valorilor măsurate în timpul încercărilor :

$$\sigma_z = \frac{\sigma_{zH} + \sigma_{zB}}{2}\ ;\quad \sigma_r = \frac{\sigma_{rH} + \sigma_{rB} + \sigma_{rM}}{3} \qquad (1)$$

unde : σ_{zH}, σ_{rH} reprezintă tensiunea axială, respectiv radială, măsurate la partea superioară a probei ;

σ_{zB}, σ_{rB} — tensiunea axială, respectiv radială, măsurate la partea inferioară a probei (bază) ;

σ_{rM} — tensiunea radială măsurată la mijlocul probei.

După cum se poate constata, determinarea tensiunii axiale s-a făcut pe baza măsurătorilor în două zone, iar cea radială — în trei zone.

Variația tensiunii axiale medii σ_z și a celei radiale medii σ_r în funcție de densitatea relativă a pulberii de fier este prezentată în figura 4.

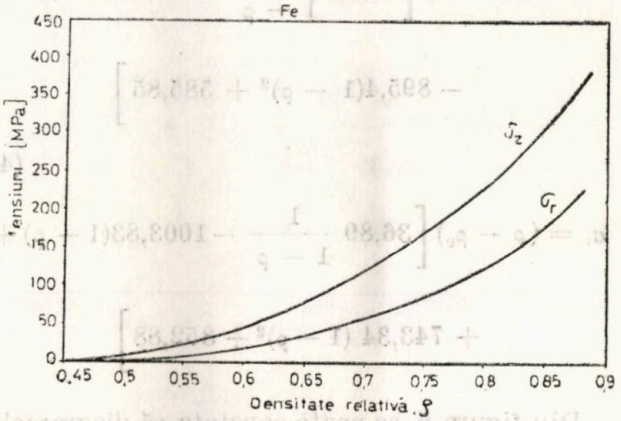


Fig. 4

S-a căutat, de asemenea, stabilirea analitică a legii de variație a tensiunii axiale și radiale, în funcție de densitatea relativă a pulberii.

Calculul analitic s-a făcut considerînd :

$$\text{— pentru } \rho = 1\ ;\ \sigma_z \to \infty \qquad (2)$$

$$\rho = \rho_0\ ;\ \sigma_z = \sigma_r = 0$$

unde : ρ_0 este densitatea inițială a pulberii de fier, deci înainte de începerea solicitării axiale de compresiune ;

ρ — densitatea pulberii de fier la un moment dat în timpul încercării.

Pentru expresiile celor două tensiuni σ_z, σ_r s-au căutat expresii de forma :

$$\sigma_z = (\rho - \rho_0)\left[A_z \frac{1}{1-\rho} + B_z(1-\rho) + C_z(1-\rho)^2 + \dots\right] \qquad (3)$$

$$\sigma_r = (\rho - \rho_0)\left[A_r \frac{1}{1-\rho} + B_r(1-\rho) + C_r(1-\rho)^2 + \dots\right]$$

unde : A_z, B_z, C_z, A_r, B_r, C_r sînt coeficienţi determinaţi în ipoteza că, pentru

$$\rho = 1, \text{ raporturile } K_{calc.} = \frac{\sigma_{zcalc.}}{\sigma_{rcalc.}}$$

respectiv $K_{exper.} = \frac{\sigma_{z\,exper.}}{\sigma_{r\,exper.}}$ sînt egale,

adică $K_{calc.} = K_{exper.}$

Pentru cazul pulberii de fier considerate, s-a stabilit raportul $K_{exper.} = 1{,}27$.

Pentru pulberea de fier studiată, au rezultat pentru σ_z şi σ_r expresii analitice de forma :

$$\sigma_z = (\rho - \rho_0)\left[46{,}86\,\frac{1}{1-\rho} - 529{,}55(1-\rho) - 895{,}4(1-\rho)^2 + 585{,}85\right] \quad (4)$$

$$\sigma_r = (\rho - \rho_0)\left[36{,}89\,\frac{1}{1-\rho} - 1003{,}83(1-\rho) + 743{,}34\,(1-\rho)^2 + 352{,}88\right]$$

Din figura 5, se poate constata că diagramele trasate pe baza relaţiilor (4) se suprapun celor determinate experimental, ceea ce le conferă un grad foarte ridicat de precizie.

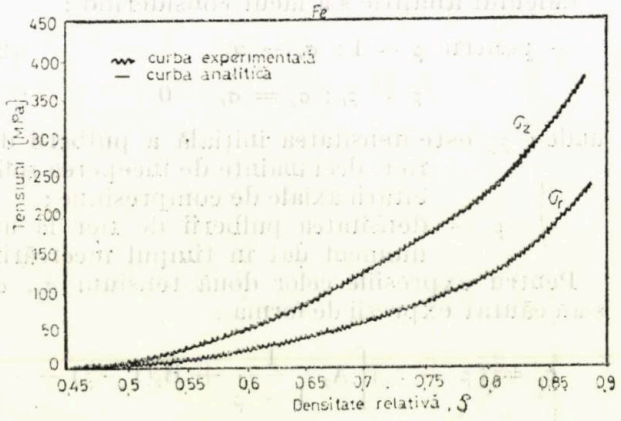


Fig. 5

Pulberile de cupru

Pentru determinarea stării de tensiune în pulberile de cupru s-au păstrat forma şi dimensiunile epruvetelor, aparatura şi metodologia folosite în cazul cercetării stării de tensiune în pulberile de fier.

Rezultate obţinute

Variaţia tensiunii axiale medii σ_z şi a celei radiale medii σ_r în funcţie de densitatea relativă a pulberii de cupru este prezentată în figura 6.

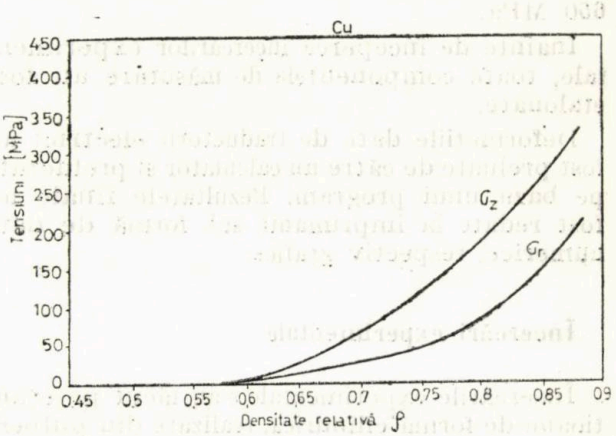


Fig. 6

Ca şi în cazul studierii pulberii de fier, şi pentru pulberea de cupru s-a căutat obţinerea expresiilor analitice pentru cele două tensiuni σ_z, respectiv σ_r.

S-au obţinut expresii de forma :

$$\sigma_z = (\rho - \rho_0)\left[106{,}258\,\frac{1}{1-\rho} + 3562\,(1-\rho) - 7561(1-\rho)^2 - 85{,}41\right] \quad (5)$$

$$\sigma_r = (\rho - \rho_0)\left[106{,}258\,\frac{1}{1-\rho} - 696{,}6(1-\rho) + 1699{,}2(1-\rho)^2 - 59{,}89\right]$$

unde : — ρ_0 este densitatea iniţială a pulberii de cupru, înainte de începerea solicitării axiale de compresiune;

ρ — densitatea pulberii de cupru la un moment dat, în timpul încercării.

Şi în acest caz, expresiile analitice (5) stabilite pentru σ_z, respectiv σ_r, reproduc foarte bine curbele obţinute pe cale experimentală (fig. 7).

În figura 8 se prezintă, comparativ, curbele de variaţie a tensiunii axiale medii σ_z şi a celei radiale medii σ_r pentru pulberea de fier şi cea de cupru. Se poate constata că, la aceeaşi densitate ρ, ambele tensiuni sînt mai mici pentru pulberea de cupru.

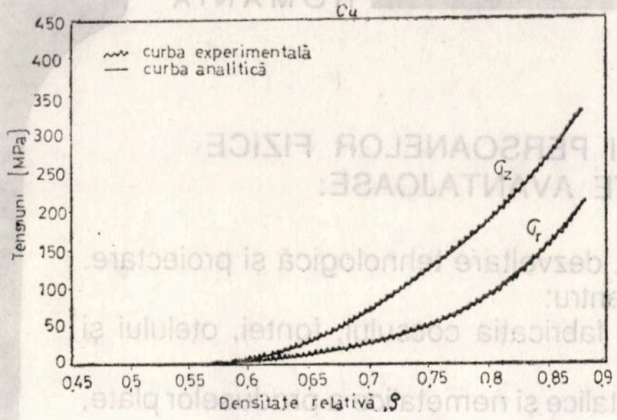


Fig. 7

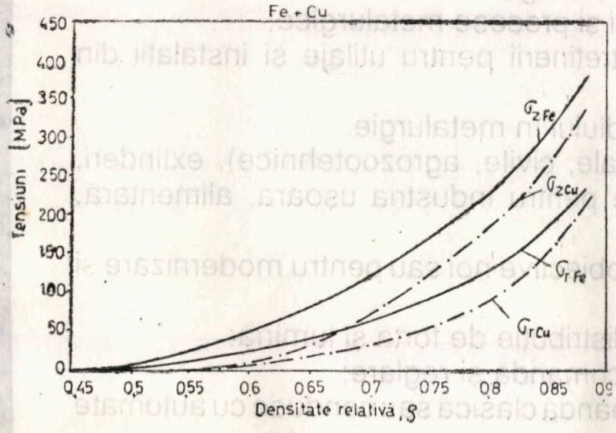


Fig. 8

Concluzii

Metoda prezentată poate fi un ghid util pentru cei care se ocupă de studiul stării de tensiune în pulberile metalice.

Rezultatele experimentale obținute sub formă de curbe de variație (tensiune- densitate relativă), precum și stabilirea funcțiilor analitice fac posibilă stabilirea stării de tensiune în pulberile de fier și cupru, în timp scurt și cu o precizie ridicată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Buzdugan Gh. Rezistența materialelor. Editura Academiei României, București, 1986.

[2] Mosbah P. Compression oedométrique de poudres de fer et de cuivre. Memoire D.E.A. 1991, Institut Nat. Poly, technique Grenoble.

[3] Ouedraogo E. Etude de la densification des poudres métalliques au cours de la mise en forme. These, I.N.P. Grenoble 1988,

[4] Sava M. Modelisation du comportement des poudres metalliques a froid. Raport de stage, 1992. Laboratoire 3S, Grenoble.

Revista revistelor

STAHL und EISEN, *R.F.G., 1992, nr. 11*

— A 26-a Sesiune anuală de comunicări a Institutului Internațional de Fontă și Oțel (IISI)-Bruxelles. Stagnare în conjunctura mondială a oțelului, p. 23

— Raport asupra sesiunii a 7-a Interzac — Luxemburg, sept., 1992, p. 28

— Stadiul și posibilitățile de evoluție în domeniul micșorării consumului specific de cocs la furnale, p. 29

— Modernizarea și rezidirea furnalului nr. 7 de la Hoogovens, p. 37

— Repararea căptușelii de lucru a distribuitorului de la turnarea continuă, cu mase preparate automat, p. 45

— Uzura căptușelii refractare și dizolvarea varului, la procedeul AOD modificat, p. 49

— Factori care influențează consumurile de energie electrică și de electrozi la cuptoarele electrice cu arc, p. 59

— Calculul indicilor de calitate a benzilor late laminate la cald, pe baza analizei unei probe decupate, p. 69

— Evitarea fisurilor de suprafață la alungirea prin forjare, prin optimizarea geometriei sculelor, p. 75

— Noi dezvoltări în tehnologia laminării sîrmelor, în cazul oțelurilor înalt aliate, p. 83

— Reglarea optimizată a procesului de recoacere în cuptoare clopot, p. 91

— Tablă subțire de rezistență înaltă cu anizotropie planară și caracteristici de deformare îmbunătățite, p. 99

— Activități de reciclare (a deșeurilor) în industria siderurgică, p. 105

— Nemetale în metale (Raport asupra sesiunii a 4-a a Inst. de Chimie Fizică a Universității Münster), p. 109

— Dezvoltări tehnico-organizatorice ale industriei siderurgice (germane), p. 113

Prioritate pentru investiții în Germania de Est, p. 117

Semestrul de practică inginerească; un capitol eficient de studii în învățământul superior, p. 119

— Istorie — Uzina siderurgică Peitz, p. 126

Anexa 1 — Programul Sesiunii Eisenhüttentag — 1992. Rezumate ale comunicărilor

Anexa 2 — Catalogul siderurgiei (prospecte, reclame)

ICPPAM SA

GALAŢI — ROMÂNIA

oferă

AGENŢILOR ECONOMICI ŞI PERSOANELOR FIZICE LA PREŢURI FOARTE AVANTAJOASE:

• Studii, lucrări de cercetare ştiinţifică, dezvoltare tehnologică şi proiectare, know-how, consulting şi asistenţă tehnică pentru:

– tehnologii, procese şi fluxuri pentru fabricaţia cocsului, fontei, oţelului şi produse laminate plate şi lungi;

– tehnologii şi instalaţii de acoperiri metalice şi nemetalice a produselor plate, ţevilor şi profilelor prin imersie, electrolitic sau prin procedee neconvenţionale;

– linii de proces pentru laminate plate şi lungi;

– modernizări şi optimizări de instalaţii şi procese metalurgice;

– reparaţii capitale şi organizarea întreţinerii pentru utilaje şi instalaţii din uzinele metalurgice;

– combaterea poluării şi protecţia mediului în metalurgie.

• Proiecte pentru construcţii (industriale, civile, agrozootehnice), extinderi, modernizări, consolidări la clădiri existente pentru industria uşoară, alimentară, agricultură, comerţ.

• Studii şi lucrări de proiectare pentru obiective noi sau pentru modernizare şi retehnologizare de:

– instalaţii de alimentări electrice de distribuţie de forţă şi lumină;

– instalaţii de automatizare, măsură, comandă şi reglare;

– instalaţii de acţionări electrice cu comandă clasică sau conduse cu automate programabile;

– instalaţii de supraveghere, gestiune şi conducere cu calculatorul pentru diverse procese şi instalaţii tehnologice.

• Proiecte pentru instalaţii de alimentare cu apă, fluide energetice (gaze naturale, oxigen etc.) de canalizare, termoficare, ventilaţii pentru orice tip de instalaţie industrială sau pentru clădiri de locuit sau social-culturale.

• Proiecte şi avize pentru instalaţii de ridicat şi sub presiune, care necesită autorizare ISCIR.

• Expertize, lucrări de laborator şi prestaţii pentru:

– determinări distructive sau nedistructive de caracteristici fizico-chimice, metalografice, mecanice, comportare la coroziune şi difractometrie;

– control defectoscopic prin metode nedistructive (ultrasunete, lichide penetrante, raze X) pentru a determina calitatea unor lucrări, cauzele unor avarii, oboseala materialelor, gradul de coroziune al construcţiilor metalice;

– testarea organelor de maşini puternic solicitate;

– tehnologii de recondiţionare pentru diverse piese de schimb şi scule.

STR. SMÂRDAN NR. 2 • TELEFON 093.44.25.48 • TELEX 51299 • FAX 40.93.461238

Tirgoviste, 0200
Sos. Gaesti-Colanu nr.1
Tel.:092/614551,614941
Telex: 17303
Fax: 092/615432
ROMANIA

Start S.A.

PRESTARI CU MIJLOACE DE TRANSPORT

transport tehnologic
transport de marfuri generale
transport de carburanti si gaze lichefiate
transport de materiale de constructii de toate tipurile, in vrac sau conteinerizate
transporturi agabaritice sau de materiale lungi
transport de persoane

SERVICES WITH TRANSPORT FACILITIES

technological transport
general stuffs transport
fuel and liquefied gas transport
bulk or container transport of building materials
special transport for oversize or heavy products
public transport

PRESTATII CU UTILAJE GRELE PENTRU CONSTRUCTII

excavatii
decopertari, terasari si nivelari
turnarea betonului in flux continuu si discontinuu
montaj elemente de constructii
perforari de suprafete betonate
lucrari de drumuri

SERVICES WITH CONSTRUCTIONS MACHINERY

excavations
embankments and levelings
concrete pouring, continuous or not
construction elements assembling at different levels
concrete piercing
road works

PRELUCRARI MECANICE PRIN ASCHIERE

strunjiri
filetari
danturari cilindrice si conice
rectificari cilindrice pe interior sau exterior
gauriri
alte lucrari specifice

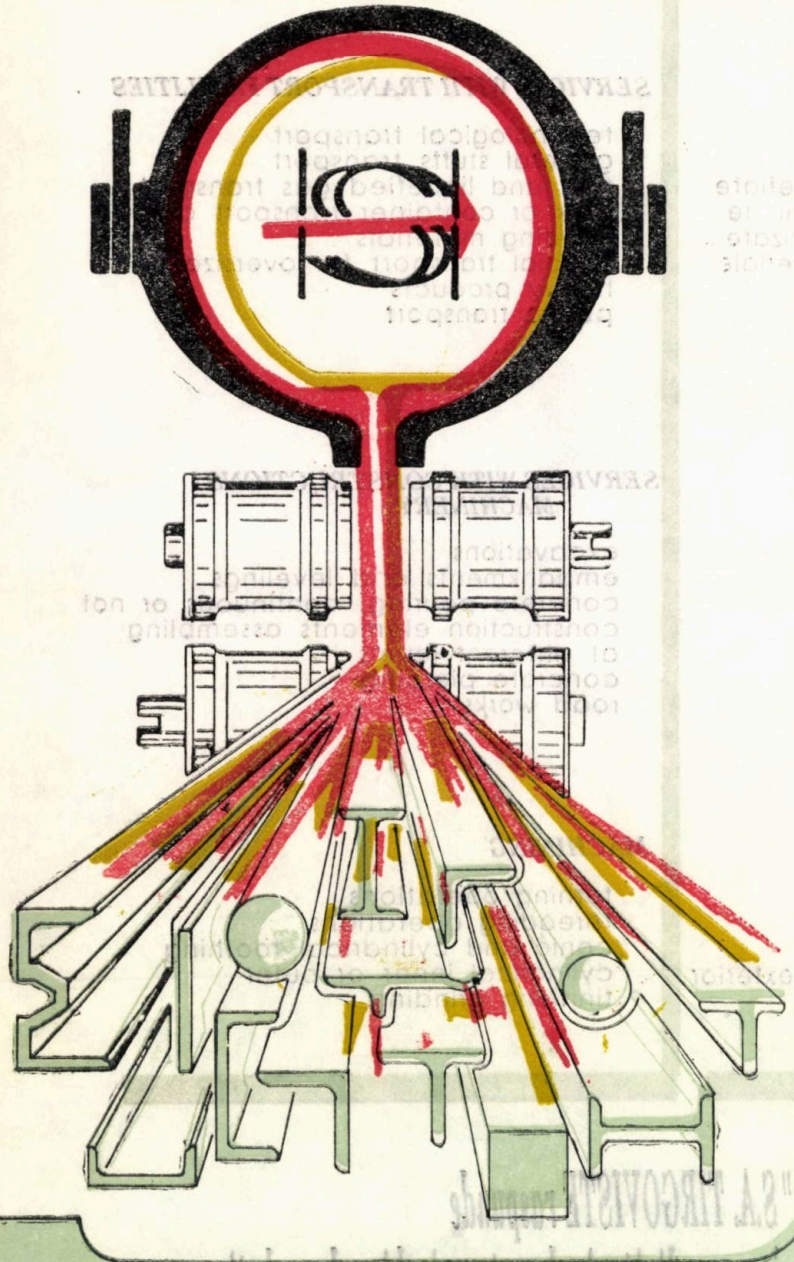
MACHINING

turning operations
threading operations
conic and cylindrical toothing
cylindrical inner or outer finishing grinding

"START" S.A. TIRGOVISTE raspunde prompt oricaror solicitari adresate prin biroul marketing: telefon: 092/614551 - 122; telex: 17303; fax: 092/615432

SIDERURGICA S.A.

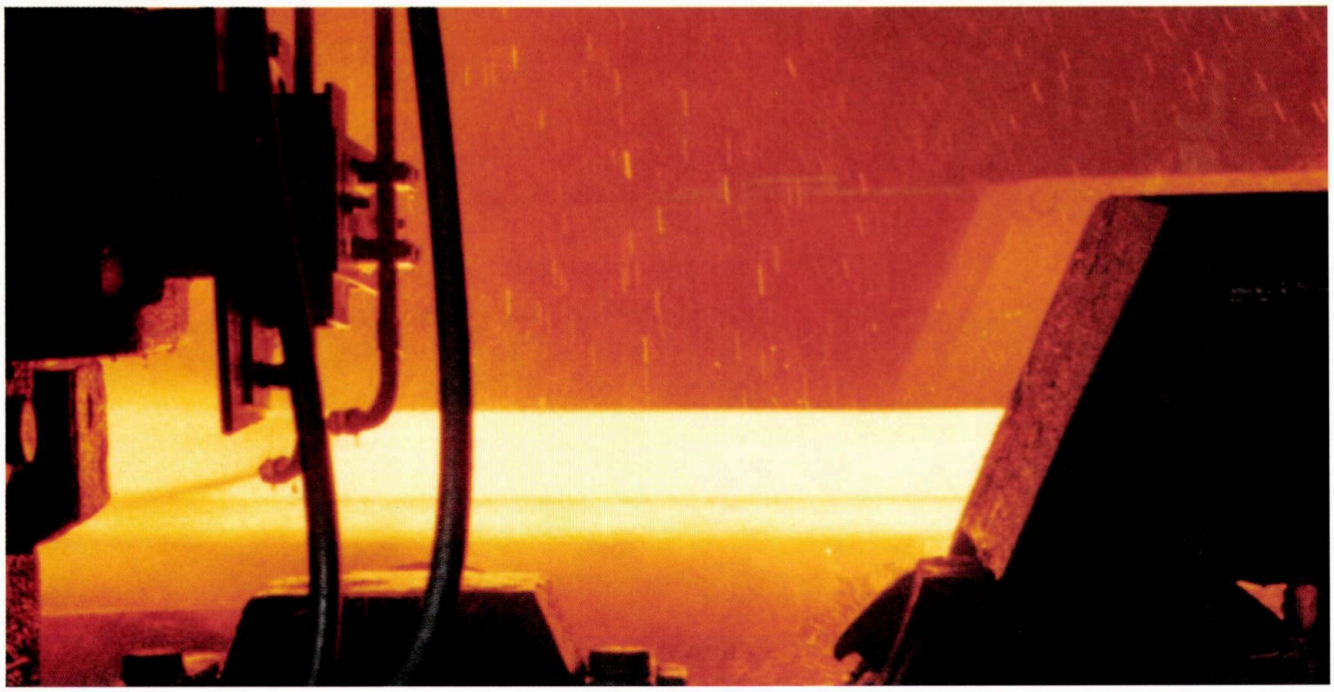
TRADE REGISTER NUMBER J 20/41/1991
ADDRESS. HUNEDOARA, STR. DR. PETRU GROZA, NR. 8, JUD. HUNEDOARA, COD 2750
PH. 0 95-716121-716131 TX 72411-72412; FAX 0 95-72266-76008-77650



MAKES

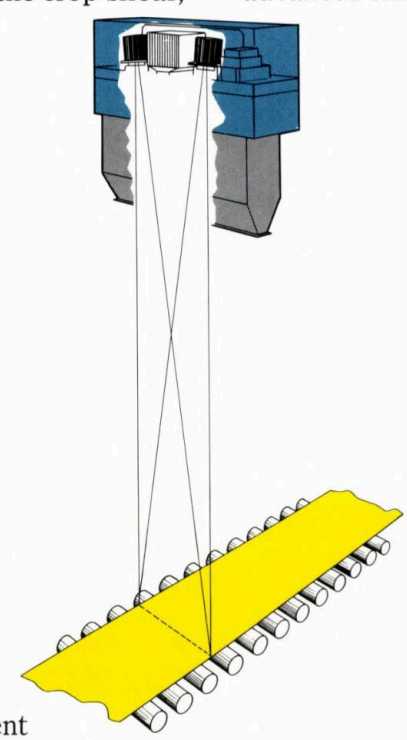
- CONCRETE IRON (OB 37-type, to STAS 438/1-89), Ø6-40 mm in ST 37-2 steel grade (DIN 17100/80).
- REINFORCING BARS (PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), Ø10-40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80).
- WIRE ROD, Ø6 mm (DIN 1013/63 I) and Ø8-12 mm (DIN 59100/62) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and non-alloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)
- ROUND STEEL BARS, Ø14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN 17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80).
- SQUARE BAR STEEL with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4).
- T-SECTIONS with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80).
- FLAT ROLLED STEEL, between 20×5 and 150 × 30 mm, to DIN 1017/67 I, para. 4.
- I-BEAMS (NARROW), 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7.
- U-BEAMS with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7
- ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para. 7

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*



- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

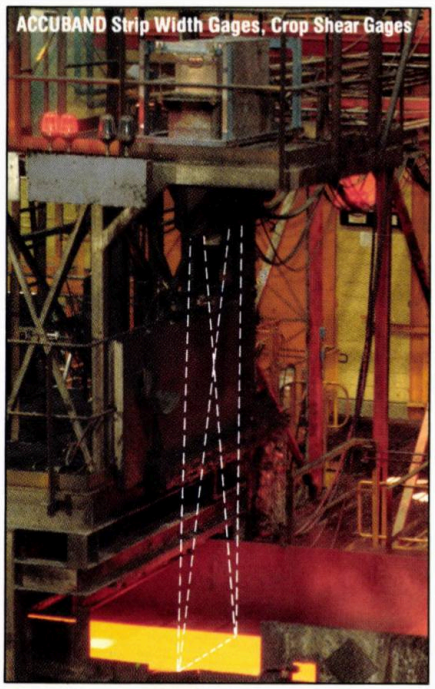
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

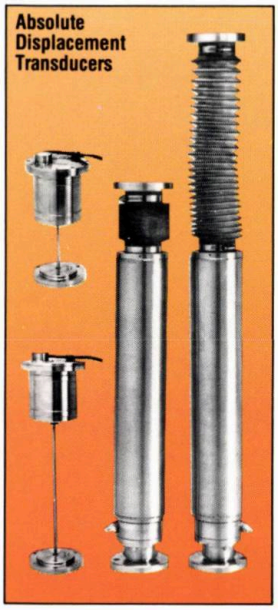
WINNER 1992 INNOVATION

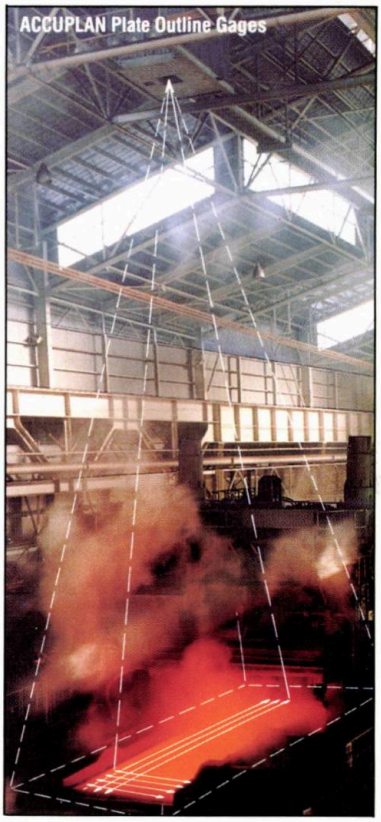
KELK

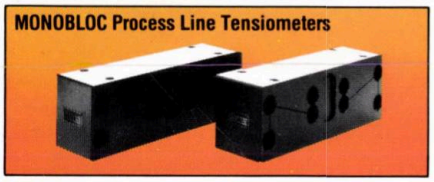
Sensors for Rolling Mills

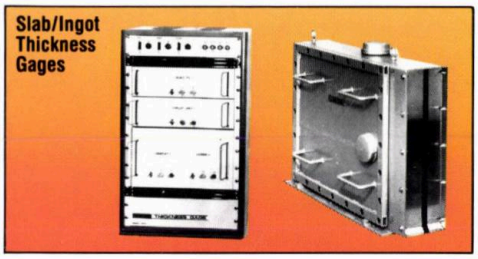
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

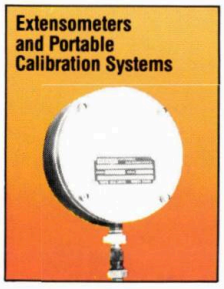












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

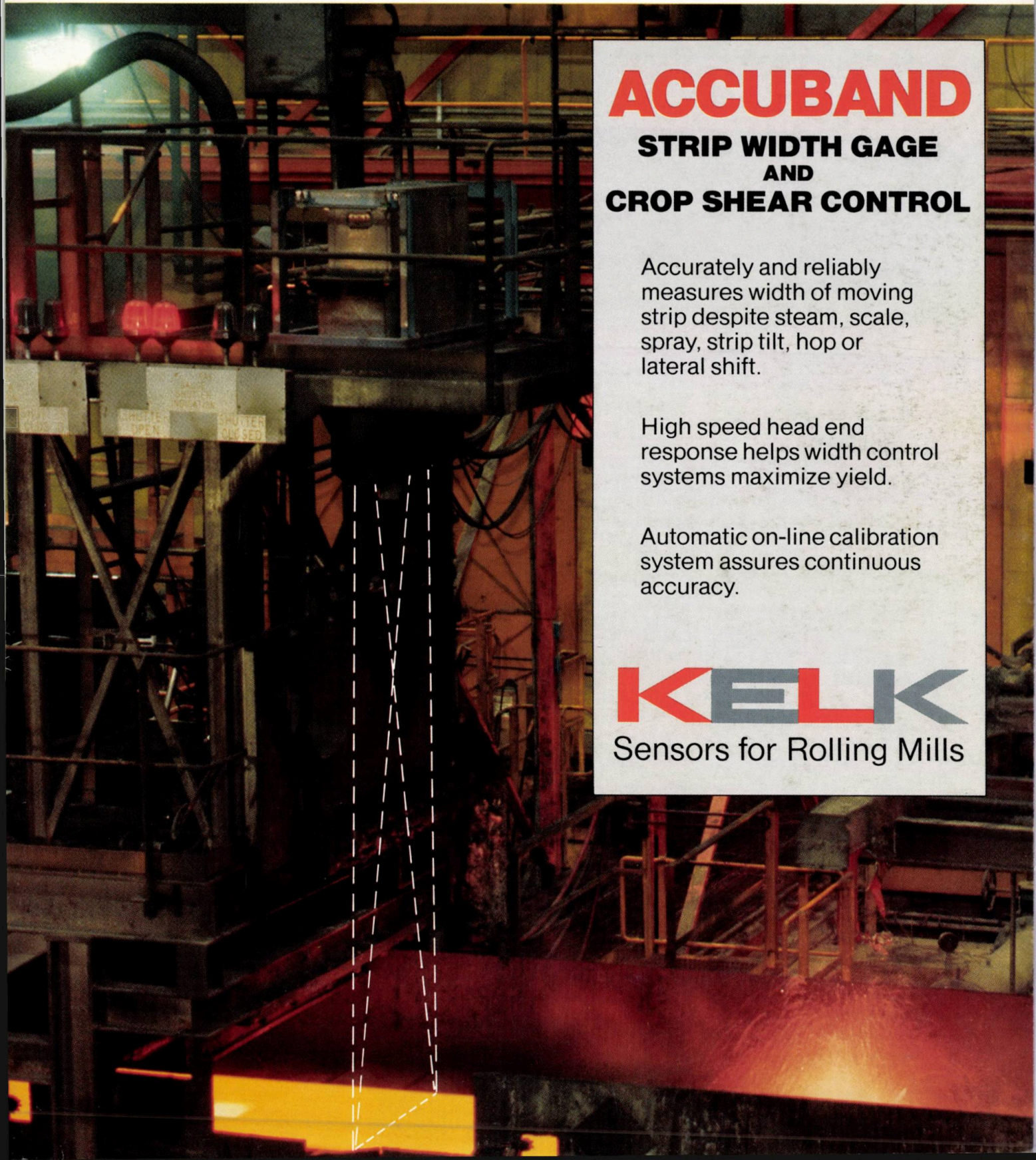
KELK
Sensors for Rolling Mills

E 3280

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

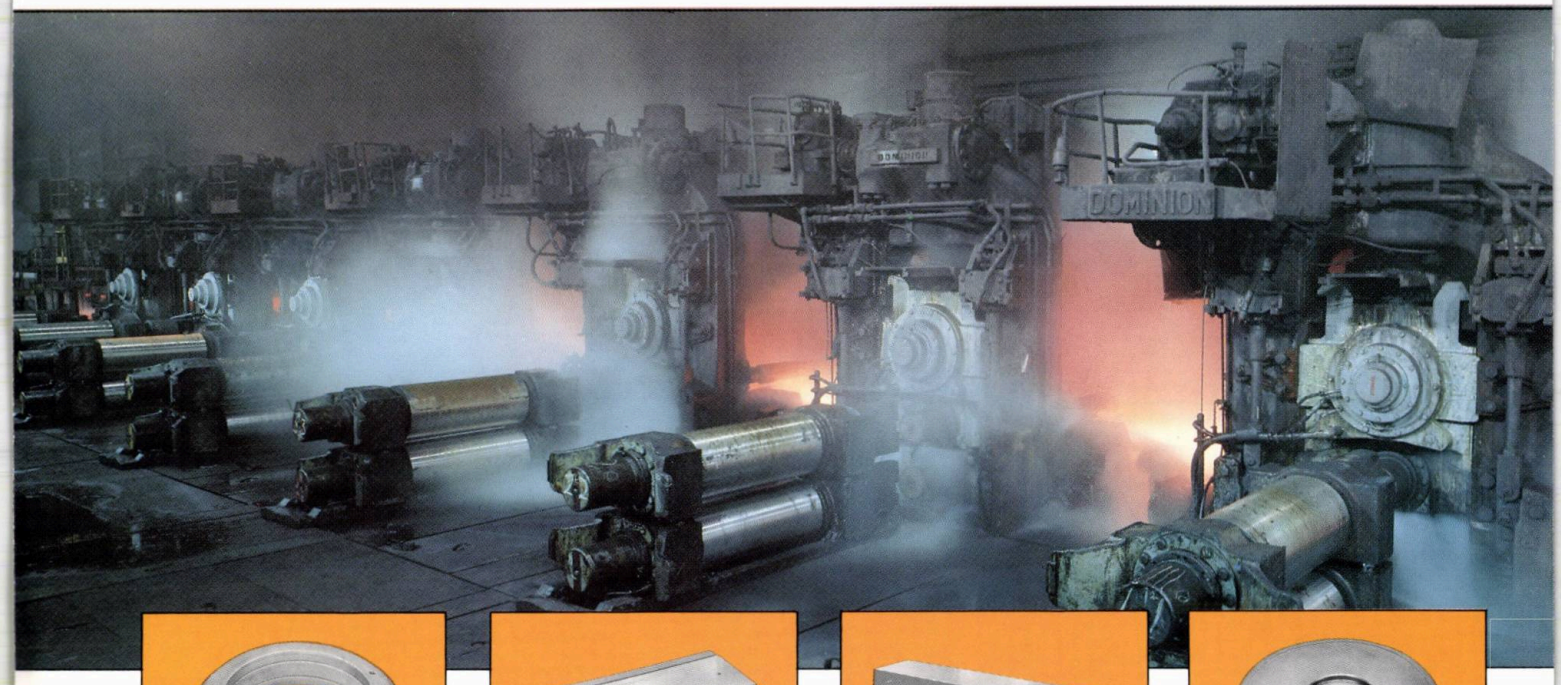
5/93

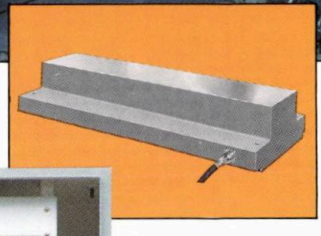


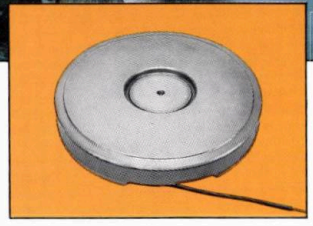
Introducing ROLLMAX...

Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!







With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

ROMANIA, BUCUREŞTI,
Str. Mendeleev, nr. 21—25,
Telefon: 659.21.60; 659.40.90;
659.63.90; 312.04.47; 659.38.50
Telex: 11515, Fax: 312.04.46

CEA MAI MARE
FIRMĂ ROMÂNEASCĂ
DE COMERŢ EXTERIOR
ÎN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

CALITATE, GARANŢIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

METALEXPORTIMPORT exportă:

- tablă medie şi groasă, inclusiv tablă navală (hot rolled heavy plate, including shipbuilding plate);
- tablă subţire laminată la rece (cold rolled steel sheet);
- tablă zincată (galvanized steel sheet);
- tablă transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile oţel laminate la cald UNP, INP, corniere oţel rotund, pătrat, lat (hot rolled steel profiles-channels, joists, angles, round, flat bars);
- oţel beton şi sîrmă laminată (reinforcing steel bars and wire rod);
- sîrmă trasă din oţel (drawn steel wire);
- electrozi sudură (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanţuri industriale (industrial chains);
- cabluri tracţiune (wire ropes);
- sîrmă şi toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sîrmă taloane (bronze plated steel wire);
- ţevi conducte (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- ţevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu şi laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

METALEXPORTIMPORT importă:

- cocs (coke);
- cărbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- minereu de mangan (manganese ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALEXPORTIMPORT S.A.

este oricînd la dispoziţia firmelor interesate pentru orice alte operaţii de export-import.

Pentru orice detalii, rugăm contactaţi-ne la adresa:

Bucureşti, Str. Mendeleev 21—25, Telex 11511 metal r

SOCIETATEA COMERCIALĂ „DUCTIL" S.A.
BUZAU

Aleea Industriilor, nr. 1, Buzău; Tel. 097/426286; 097/426119 Telex 56229; Fax 097/414857

Firmă de mare tradiție în industria produselor metalurgice, Societatea Comercială „DUCTIL" S.A. produce și livrează cu promptitudine:

- ✲ sîrmă din oțel, laminată la cald, destinată tragerii la rece și armării betoanelor în gama ∅ 6–12 mm, STAS 8914 și 438;
- ✲ sîrmă trasă netedă pentru armarea betoanelor ∅ 3–10 mm. STAS 438/3;
- ✲ sîrmă moale neagră, gama ∅ 0,2–10 mm, STAS 889;
- ✲ sîrmă tare mată ∅ 0,8–12 mm, STAS 889;
- ✲ sîrmă tare lucioasă ∅ 0,2–0,8, STAS 889
- ✲ oțel tras în colaci pentru organe de asamblare, STAS 9382;
- ✲ sîrmă zincată ∅ 0,3–5 mm, STAS 889 și 7549
- ✲ plase sudate pentru armarea betoanelor, STAS 438/3;
- ✲ electrozi de sudură gama ∅ 2–5 mm;
- ✲ sîrme tubulare pentru sudarea oțelurilor carbon și slab aliate și pentru încărcări dure;
- ✲ cuie cu cap conic, plat, semirotund etc., STAS 2111

La cerere, produsele se pot livra după norme internaționale: DIN, GOST, BS, JIS etc.

Produsele purtînd marca „DUCTIL" au fost exportate în 53 de țări de pe toate continentele.

Dispunînd de personal competent și utilaje de mare randament, Societatea „DUCTIL" S.A. stă oricînd la dispoziția partenerilor din țară și străinătate cu produse de înaltă calitate.

METALURGIA

5 MAI 1993

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

Sumar

Constantin N., Nicolae Maria, Geantă V., Butnariu I.: **Model dinamic pentru determinarea gradului de dezvoltare a reducerilor directe ale oxizilor de fier în furnal,** 5

Dina Vasilica: **Metodă de recalculare a parametrilor regimului de suflare a oxigenului în convertizor în raport cu regimul optim,** 8

Geantă V., Berceanu E.: **Utilizarea aliajelor cu calciu la dezoxidarea oțelului lichid,** 11

Nicolae Maria: **Rafinarea ferosiliciului în vederea scăderii conținutului de aluminiu,** 16

Semenescu A., Ioana A.: **Cercetări experimentale în vederea determinării principalilor parametri funcționali ai arzătoarelor regenerative,** 19

Coșmeleață Georgeta, Marin M., Ghiban Brândușa: **Cercetări privind caracterizarea comportării în exploatare a oțelului 90MoVCr180,** 23

Zamfir Simona, Dobre Alexandra, Șaban R.: **Tratamentul termic al aliajelor tip Al—Si destinate confecționării pistoanelor,** 27

Ștefănescu, C.: **Unele observații și date privind turnarea din Fgn a pieselor mici pentru autovehicule (I),** 32

Bunea D., Șaban R., Gheorghe D., Geantă V., Constantin N., Brînzei, M.: **Studii și cercetări experimentale asupra oțelului criogenic cu 0,1%C și 3%Ni turnat în piese,** 39

Colegiul de redacție

(în ordine alfabetică)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, THEODOR DARIE, TOADER DUMITRACHE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPĂDATU, ȘTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIN POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROȘCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORAȚIU VODĂ

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I. VÎRCOLACU

Șef CIDMET: ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redacția și administrația: București, str. Mendeleev, nr. 21—25, sector 1, cod 70 168: telefon 659 49 90. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 6 000 anual. Costul unui exemplar: lei 500.

Traducere: ing. Sabin Florea Stilizare: Ioana Kuglay Corectură: Rodica Roșu

contents METALURGIA 5/'93

N. Constantin, Maria Nicolae, V. Geantă, I. Butnariu : **Dynamic model for determining direct reduction degree of iron oxides in blast furnace**

In the technological calculations used for iron making in the blast furnace the value of the direct reduction degree is an unknown variable. Assuming for this values confirmed by blast furnace practice, theoretical compositions of blast furnace gas may be determined. To come with these compositions nearer to the measured ones, many trials are necessary for a right choice of the Rd value. This report intends to show a method for determining Rd in a dynamic regime.

Metalurgia 45(1993), no. 5, p., 5

Vasilica Dina : **Method of recomputation of oxygen injection parameters in a converter related to the optimal conditions**

This paper continues to present the results of certain detailed studies and experimental investigations regarding oxygen injection in a converter, done by the author in the Metallurgical materials and equipment department of the Material science and technologies faculty on a cold model. In fact, it suggests a method to calculate the blasting parameters, against an optimal reference regime, for the case of increasing the oxygen blast intensity for a positive effect to this increase (to provide higher values of converter parameters).

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 8

V. Geantă, E. Berceanu : **The use of calcium alloys to deoxidate liquid steel**

The use of elementary calcium for deoxidation is not possible because of its high vapour tension leading to gaseaus inclusions in molten steel.

The dissolved oxygen content in steel depends on refractory lining type.

The authors used first aluminium as deoxidant (2 g/kg) and then calcium silicate, containing 30%Ca in quantities between 2 and 5 g/kg. The advantages of using Ca as deoxidant refer also to a quicker removal of nonmetallic inclusions from the melt.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 11

Maria Nicolae : **Ferrosilicon refining to decrease the Al content**

For the increase of ferrosilicon purity in silicon strip with oriented grain, some tests have been made using oxidant materials (quartzite, siderite, quartzite — siderite mixture with lime) by injection or addition in slag.

The analyses and calculations show that ferrosilicon refining is efficient if ca 45—50 kg siderite is injected into the metal melt and 15 kg quartzite and 30 kg lime are added on the slag for each ton refining ferrosilicon.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 16

A. Semenescu, A. Ioana: **Experimental research for determining the main operation parameters of the regeneration burners**

The paper presents the experimental method and the main results of a test on an ART16 regenerator burner on a trial stand. The fuel consumption is reduced in furnaces equipped with this burner and other recovery equipments are eliminated.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 19

G. Coşmeleață, M. Marin, Brânduşa, Ghiban : **Investigations on field behaviour of the 90MoVCr180 steel**

Certain properties of the 90MoVCr 180 steel have been measured. The tests involved the critical transformation points in solid state, the behaviour during quenching and tempering, hardenability and dimensional stability, the steel after annealing.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 23

Simona Zamfir, Alexandra Dobre, R. Şaban : **Heat treatment of Al—Si type alloys for cast pistons**

The authors have experimented certain heat treatments to improve the operation behaviour of pistons. A satisfactory structure resulted after a 4 h holding at 520°C, followed by quenching in hot water and then ageing for 3 h at 175°C and cooling for 3 h in still air.

The measured hardness indicates the heat stability of piston structure.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 27

C. Ştefănescu : **Remarks and data on casting in Fgn of small auto components**

The author reports on provizions and standards for Fgn cast iron grades for small auto components and on technologies for making five cast iron grades intending in a subsegment paper to approach the following items: mould sand features, defects of small auto components cast in Fgn.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 32

D. Bunea, R. Şaban, D. Gheorghe, V. Geantă, N. Constantin, M. Brânzei **Studies and experimental research on cyrogenic cast steel containing 0.1 %C and 3 %Ni**

The authors have investigated the capacity of thi steel to replace certain stainless cast steels in industrial fittings. This would lead to significant savings.

Metalurgia 45 (1993), no. 5, p. 39

METALURGIA 5/'93 contents

MODEL DINAMIC PENTRU DETERMINAREA GRADULUI DE DEZVOLTARE A REDUCERILOR DIRECTE ALE OXIZILOR DE FIER ÎN FURNAL

Ing. N. Constantin
Dr. ing. Maria Nicolae
Ing. V. Geantă
Ing. I. Butnariu
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.181

Gradul reducerii directe este un factor de primă importanță în predicția consumului de cocs realizat la elaborarea fontei în furnale.

Este necesară cunoașterea gradului reducerilor directe chiar pe parcursul desfășurării procesului de elaborare a fontei pentru a decide, atunci cînd este necesar, intervenții imediate asupra factorilor care influențează reducerile indirecte-directe.

O posibilitate reală de determinare a gradului reducerilor directe este oferită de analiza gazului de furnal, prin intermediul sondelor orizontale introduse la baza cuvei. După cum este cunoscut, în urma reacțiilor de reducere indirectă cu CO, gazul de furnal se îmbogățește în CO_2. Urmărind compoziția gazului de furnal, în special procentul de CO_2 din gaz la diferite niveluri ale furnalului pe verticală și la diferite adîncimi într-o secțiune orizontală, se poate observa cum s-au desfășurat reducerile indirecte.

În literatura de specialitate sînt prezentate cîteva modele statice prin care se determină gradele reducerii directe și indirecte bazate pe compoziția gazului de furnal. Dintre acestea, cele mai importante de semnalat sînt metodele M.A. Pavlov, A.N. Pohvistnev și A.N. Ramm. Pornind de la datele de exploatare ale furnalelor de 1000 m³ de la C.S.H. din perioada 1986—1988, folosind ca suport metoda cea mai indicată pentru aceste furnale, se va prezenta în continuare un model matematic bazat pe evoluția dinamică a compoziției măsurate a gazului de furnal.

Determinarea indicelui de reducere directă (Rd) prin metoda propusă de M.A. Pavlov are neajunsul că unele schimbări neînsemnate ale datelor inițiale provoacă schimbări considerabile ale acestui indice.

De asemenea, valoarea indicelui (Rd) determinat de Pavlov pe baza datelor de exploatare este mult influențat de inexactitățile de cîntărire și analize.

Pornind de la cantitatea de fier obținută prin reducerea directă a FeO, notat Fe(rd), și de la cantitatea de fier total din fontă, obținută prin reduceri directe și indirecte, notat Fe(tf), gradul reducerii directe (Rd) se determină cu relația:

$$Rd = \frac{Fe(rd)}{Fe(tf)} \times 100\ [\%]$$

Aceasta presupune determinarea prealabilă a cantității de fier obținut prin reducerea directă cu carbon a FeO:

$Fe(rd) = 4{,}67\langle C\rangle comb - 4{,}67\ (C)praf - 4{,}67\ [\%C] - 5(\%0_2)aer$

$- 40\ [\%Si] - 10{,}18\ [\%Mn] - 45{,}15\ [\%P]$ [kg/t fontă] unde: ⟨C⟩comb reprezintă carbonul introdus de combustibil, kg/t;

(C)praf — cantitatea de C din praful de furnal raportată la o tonă de fontă;

(%O) aer — conținutul procentual de oxigen din aerul suflat la gurile de vînt;

[%C], [%Si], [%Mn], [%P] — conținuturile procentuale de C, Si, Mn și P din fontă.

În condițiile practice, bilanțul de materiale nu prezintă o precizie suficient de mare și ca urmare valoarea calculată după metoda Pavlov diferă mult față de cea reală.

Metoda A.N. Pohvistnev propune pentru caracterizarea reducerii folosirea unui indice numit indice de reducere indirectă (Ri) calculat ca raport între oxigenul din încărcătură eliminat prin reducere indirectă și cantitatea totală de oxigen adusă de încărcătură din care se scade cantitatea de oxigen conținută de fondanți (se consideră că bioxidul de carbon provenit din fondanți nu se descompune):

$$Ri = \frac{0{,}5\ CO_2'}{CO_2' + 0{,}5\ CO - \beta \cdot N_2} \times 100\%$$

unde CO_2' reprezintă cantitatea de CO_2 din gazul de furnal fără CO_2 provenit din fondant.

Pentru CO_2' se prezintă următoarea relaţie de calcul :

$$CO_2' = \frac{CO_2 + CO + CH_4}{1 + \gamma} - (CO + CH_4) \ [\%]$$

relaţie în care apare indicele adimensional γ, a cărui valoare se obţine astfel ·

$$\gamma = \frac{\text{C fondant}}{\text{C cocs} + \text{C gaz metan} - \text{C praf} - \text{C fontă}}$$

în care CO_2, CO, CH_4, N_2 reprezintă conţinuturile procentuale din gazul de furnal; C fondant, C cocs, C gaz metan—cantităţile de carbon introduse în furnal de către fondant, cocs şi gazul metan, kg/t, iar C praf, C fontă—cantităţile de carbon din praful de furnal şi din fontă, kg/t.

În relaţia pentru determinarea gradului reducerii indirecte (Ri), β reprezintă un coeficient adimensional corelat cu umiditatea aerului suflat. În condiţiile obişnuite de umiditate a aerului, fără aport exterior de vapori de apă, $\beta = 0{,}272$, valoare verificată din practica furnalistică.

Indicele de reducere indirectă propus de Pohvistnev depinde, într-o măsură mai mică, de lipsa de precizie a bilanţului de materiale. Dezavantajul acestui indice constă în faptul că mărimea lui depinde de gradul de oxidare al fierului din încărcătură şi, de asemenea, acest indice se calculează fără a ţine seamă de reacţia dintre C şi CO_2 provenit din disocierea fondantului.

A.N. Ramm propune calcularea indicelui de reducere directă pornind de la compoziţia gazului de furnal şi de la umiditatea aerului insuflat în creuzet, fără a mai scădea cantitatea de CO provenită din carbonaţi.

După Ramm, gradul de reducere directă (Rd) se poate determina cu relaţia :

$$Rd = \frac{0{,}5\,(CO_2 + CO) - \beta \cdot N_2}{CO_2 + 0{,}5\,CO - \beta \cdot N_2} \times 100 \ [\%]$$

iar gradul reducerii indirecte (Ri), cu relaţia :

$$Ri = 100 - Rd \ [\%]$$

În această relaţie CO_2, CO şi N_2 reprezintă conţinuturile procentuale din aceşti componenţi în gazul de furnal, iar (β) este un coeficient cu aceeaşi specificaţie ca în metoda Pohvistnev şi aceeaşi valoare $\beta = 0{,}272$.

Calculînd după cele trei metode (Rd), pornind de la datele de exploatare ale furnalelor de 1000 m^3 de la Hunedoara în perioada 1986—1988, gradul de reducere directă (Rd) a avut valori între 28 şi 35%, valori mai mari obţinîndu-se după metoda Ramm.

Ţinînd seamă de faptul că, în condiţiile actuale de funcţionare cu diferite încărcături, la furnalele moderne gradul reducerii directe a oxizilor de fier de la FeO la Fe are valori cuprinse între 40 şi 60%, se consideră utilizabilă numai metoda Ramm, cu următoarele îmbunătăţiri :

— utilizînd datele de exploatare ale furnalelor de 1000 m^3 de la Hunedoara, se constată valoarea reală a lui Rd = 42,22%. Calculat după metoda Ramm, valoarea acestui indice este de 34%. Ca urmare, o primă îmbunătăţire a relaţiei Ramm necesară pentru obţinerea unor valori apropiate de realitate a indicelui (Rd) este :

$$Rd = \frac{0{,}5[(\%CO_2)_\tau + (\%CO)_\tau] - 0{,}272(\%N_2)_\tau}{(\%CO_2)_\tau + 0{,}5\,(\%CO)_\tau - 0{,}272\,(\%N_2)_\tau} \times$$

$$\times\ \alpha \times 100(\%)$$

unde $(\%CO_2)_\tau$, $(\%CO)_\tau$, $(\%N_2)_\tau$ reprezintă procentele din componenţii CO_2, CO şi N_2 ai gazului de furnal, determinate la un timp $\tau = 0$, adică în momentul calculului.

În relaţie trebuie să apară un indice (α) pentru care, iniţial, se poate folosi o valoare de start egală cu 1,33 obţinută ca raport între valoarea reală (42,22) şi valoarea calculată (34) ;

— pentru β, după mai multe încercări, a rezultat o valoare de calcul constantă egală cu 0,272.

Cu valoarea $\alpha = 1{,}33$ din relaţia de mai sus se obţine o valoare a lui Rd care se foloseşte în următoarele relaţii cu ajutorul cărora se determină conţinuturile teoretice de CO_2, CO şi N_2 în gazul de furnal la un timp $\tau_1 = (\tau + \Delta\tau)$, unde $\Delta\tau$ este cel mai scurt interval de timp posibil practic între două analize de gaz de furnal. Pornind de la datele iniţiale uşor de obţinut despre încărcătura furnalului (cantităţi şi compoziţii) şi despre aerul suflat (debit, umiditate, oxigen), relaţiile de calcul ale compoziţiei gazului de furnal sînt :

$$X = 0{,}04\ Rd \times F_8 + 4{,}07 \cdot M_8 + 16 \cdot T_8 +$$

$$+ 1{,}8\ P_8 + \frac{2V\ aer}{1 + P}$$

$$Y = 0{,}0059\ F_1 \times A_\varnothing + 0{,}0059\ F_2 \times S_\varnothing -$$

$$- 0{,}04\ Rd \times F_8$$

$$(CO_2)_\tau = Y + 0{,}02(M_1 \cdot A_\varnothing + M_2 \cdot S_\varnothing +$$

$$+ M_3 \cdot M_\varnothing) + F_\varnothing(0{,}004 \cdot R_4 + 0{,}0056\ N_4)$$

$$CO)_\tau = X - Y - 0{,}002\,(M_1A_\varnothing + M_2S_\varnothing + M_3M_\varnothing)$$

$$(N_2)_\tau = 0{,}01\,(N_2)\text{aer} \cdot Va$$

$$(H_2)_\tau = (2H_\varnothing + Wr) - 11{,}2$$

$$(\%CO_2)_\tau = \frac{(CO_2)_\tau}{(CO)_\tau + (N_2)_\tau + (H_2)_\tau + (CO_2)_\tau} \times 100\,(\%)$$

$$(\%CO)_\tau = \frac{(CO)_\tau}{(CO)_\tau + (N_2)_\tau + (H_2)_\tau + (CO_2)_\tau} \times 100\,\%$$

$$(\%N_2)_\tau = \frac{(N_2)_\tau}{(CO)_\tau + (N_2)_\tau + (H_2)_\tau + (CO_2)_\tau} \times 100\,(\%)$$

în care: X, Y sînt variabile artificiale utilizate pentru simplificarea redării relațiilor de calcul pentru $(CO_2)_\tau$ $(CO)_\tau$, relații extrase dintr-un model mai amplu, care prezintă bilanțurile de materiale și energie, relații pentru determinarea cantității și compoziției zgurii ,gazului de furnal, model care face obiectul unei alte lucrări;

$A_\varnothing, S_\varnothing, M_\varnothing, F_\varnothing, H_\varnothing$ — consumurile specifice de aglomerat, minereu de fier (sau pelete), minereu de mangan, fondant, kg/t, și de gaz metan, Nm^3/t;

F_s, M_s, T_s, P_s — conținuturile procentuale de fier, mangan, siliciu, fosfor în fontă;

F_1, F_2 — conținuturile procentuale de fier în aglomerat și minereul secundar de fier (sau pelete);

M_1, M_2, M_3 — conținuturile procentuale de mangan din aglomerat, minereu de fier și minereu de mangan;

R_4, N_4 — conținuturile procentuale de CaO și MgO în fondant;

Wr, Va — volumul de umiditate din aerul suflat și volumul de aer suflat în creuzet;

(p) — raportul dintre $(\%N_2)$ aer și $(\%O_2)$ aer.

Dacă între valorile $(\%CO_2)_{\tau_1}$, $(\%CO)_{\tau_1}$, $(\%N_2)_{\tau_1}$ calculate teoretic și cele măsurate există diferențe mari, se calculează din nou valoarea lui Rd la timpul τ_1 utilizînd valorile măsurate la timpul τ_1.

Se va obține Rd_1, iar cu acesta $(\%CO_2)_{\tau_2}$, $(\%CO)_{\tau_2}$, $(\%N_2)_{\tau_2}$. Dacă nici de această dată nu există concordanță acceptabilă între valorile calculate și cele măsurate, se corectează valoarea lui α cu pași de $\pm 0{,}01$ pînă cînd vor corespunde compozițiile teoretice calculate cu cele măsurate.

Se poate, astfel, determina corect gradul reducerilor directe din furnal, indice cu implicații economice dintre cele mai mari, datorate influenței sale asupra consumului specific de cocs la furnal.

În concluzie, dintre cele trei metode prezentate, Pavlov, Pohvistnev, Ramm, se optează pentru utilizarea metodei Ramm cu îmbunătățirile din prezenta lucrare.

În cadrul bilanțurilor de masă și energie componente ale unui model amplu matematic, obiectul unei colaborări între Universitatea „Politehnica" București și Siderurgica S.A. Hunedoara, s-a utilizat cu rezultate bune metoda indicată mai sus pentru calculul gradului reducerilor directe. Corectitudinea relației și oportunitatea folosirii ei sînt dovedite de buna corelație dintre compozițiile calculate și cele măsurate ale gazului de furnal.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gudenau, H. W. *Furnalul* — Culegere de materiale de curs, 1978

[2] Pavlov, M. A. Metalurgia fontei, 1949

[3] Pohvistnev, A. N. Stal, nr. 12/1969

[4] Ramm, A. N. Metalurgia fontei, 1949

[5] Jon, R. *Reducerea minereurilor de fier cu un gaz*. Revue de Métallurgie, nr. 3, 1966

[6] Kitaev B. I. *Schimbul de căldură în furnal*. 1978

METODĂ DE RECALCULARE A PARAMETRILOR REGIMULUI DE SUFLARE A OXIGENULUI ÎN CONVERTIZOR ÎN RAPORT CU REGIMUL OPTIM

Conf. dr. ing. Vasilica Dina
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.184.144.6

În lucrări anterioare, publicate în revista Metalurgia [1], [2], au fost prezentate rezultatele studiilor pe model „rece", referitoare la regimul de suflare a oxigenului în convertizorul LD și algoritmul de calcul al parametrilor acestuia: intensitate specifică de suflare a oxigenului (I_{O2}); înălțime de suflare (h_s); număr de ajutaje în lance (n), pentru o capacitate (C) a convertizorului și un tip dat de ajutaj (formă și dimensiuni). Cu ajutorul acestui algoritm, se pot calcula parametrii unui regim de suflare considerat optim, caracterizat de: reducerea duratei de suflare (τ_s) (creșterea vitezei de elaborare), în condițiile unor pierderi de oțel (și de oxigen) minime, durabilitate sporită a căptușelii convertizorului și a lăncii, consumuri energetice secundare minime (rezultate din producerea, transportul și asigurarea presiunii de suflare a oxigenului).

În literatura de specialitate sînt prezentate numeroase încercări de creștere a intensității specifice de suflare a oxigenului, de la 3...5 [Nm³/t.min) la 7...8 și, uneori, chiar 10 [Nm³/t.min], cu efectul imediat: scăderea duratei de suflare. Nu se fac, însă, nici un fel de precizări cu privire la implicațiile acestei soluții asupra factorilor enumerați mai sus (care caracterizează regimul optim). Se poate trage astfel concluzia că nu au fost luați în considerare.

În experimentările efectuate pe model „rece" s-a pus în evidență și care este efectul măririi intensității specifice de suflare, nemodificîndu-se ceilalți parametri corespunzători regimului optim și lucrîndu-se în aceleași condiții ca și pentru regimul optim. S-au evidențiat următoarele efecte:

— crește intensitatea de agitare a băii metalice;

— crește cantitatea de pierderi prin împroșcări;

— crește adîncimea de pătrundere a jeturilor;

— scade durabilitatea căptușelii, atît în zona de fund, cît și la confluența zgură-perete.

Scăderea duratei de suflare este pusă în evidență de relația:

$$\tau_s = \frac{[(\%C_i) - (\%C_f)] \cdot \delta \cdot V}{D_{O_2} \cdot S_{g-m} \cdot (p_{O_2} - p'_{O_2})} \text{ [h]} \qquad (1)$$

unde: C_i și C_f reprezintă conținutul de carbon inițial și final din baia metalică, %;

δ — grosimea stratului parcurs de carbon pînă la zona de reacție, m;

V — volumul băii metalice, m³;

S_{g-m} — suprafața de reacție (suprafața liberă gaz-metal), m²;

p_{O2} și p'_{O2} — presiunea parțială a oxigenului în vecinătatea suprafeței de separație a celor două faze în volumul de gaz, respectiv presiunea parțială a oxigenului la suprafața de reacție, N/m²;

D_{O2} — coeficientul de difuzie a oxigenului, m²/h.

Prin creșterea intensității de suflare crește presiunea (p_{O2}), scade valoarea grosimii (δ) deci scade durata de suflare (τ_s).

Pentru ca efectul pozitiv obținut prin creșterea intensității de suflare să nu fie diminuat de efectele negative menționate mai sus și metoda să fie eficientă în ansamblul său, este obligatoriu ca, în mod riguros, să se modifice și ceilalți parametri ai regimului de suflare.

Ideea de la care se pornește este să se asigure în baia metalică o cantitate totală de mișcare egală cu cea corespunzătoare regimului de suflare optim, adică ($M_{B\,opt}$), indiferent de valoarea

intensității de suflare.Singurul aspect negativ, care nu poate fi înlăturat, este creșterea consumului energetic, generată de transportul oxigenului la intensitate și presiune ridicate.

Sînt mai multe căi prin care se poate asigura ($M_{B\,opt}$) la intensitate mărită.

Se vor nota cu indicele „0" parametrii corespunzători regimului de referință — cel optim — și cu indicele „I" parametrii noului regim.

a) Modificarea înălțimii de suflare (h_s)

Pentru un convertizor în funcțiune este soluția cea mai simplă. Plecîndu-se de la condiția: $M_{B(0)} = M_{B(I)}$, care presupune valoarea vitezei jeturilor la fundul cavităților: w_a = const. în ambele variante și scriind ecuația acesteia în funcție de viteza de ieșirea jeturilor din ajutaje (w_e), rezultă:

$$w_{e(0)} \cdot \frac{d_e \cdot I_{02(0)}}{(h_{s(0)} + h_{e(0)}) \cdot \varepsilon} = w_{e(r)} \cdot \frac{d_e \cdot I_{02(I)}}{(h_{s(r)} + h_{e(r)}) \cdot \varepsilon} \qquad (2)$$

Prin prelucrarea relației și înlocuirea: $h_e = 0{,}8 \cdot h_b$ (h_b este înălțimea băii metalice, iar corelația a rezultat din experimentări anterioare), se obține:

$$h_{S(I)} = \frac{I_{O_2} \cdot r}{I_{O_2(O)}} \cdot (h_{S(O)} + 0{,}8 \cdot h_b) - 0{,}8 \cdot h_b \text{ [m]} \qquad (3)$$

Ceilalți parametri ai regimului de suflare rămîn neschimbați.

b) Modificarea numărului de subjeturi (ajutaje) (n)

Se retranscrie egalitatea cantităților de mișcare din cele două regimuri („0" și „I"), sub forma:

$$I_{O_{2(O)}} \cdot \rho_{O_2} \cdot w_{a(O)} = I_{O_2(r)} \cdot \rho_{O_2} \cdot w_{a(r)} \qquad (4)$$

dar:

$$w_a = \frac{w_e \cdot d_e}{(h_s + h_e) \cdot \varepsilon} \text{ [m/s]} \qquad (5)$$

și:

$$w_a = \frac{4 \cdot I_{O_2}}{\pi \cdot d_e^2 \cdot n} \text{ [m/s]} \qquad (6)$$

Introducîndu-se relațiile (5) și (6) în relația (4) și prelucrîndu-se, se obține:

$$\frac{n_{(r)}}{n_{(O)}} = \left[\frac{I_{O_2(r)}}{I_{O_2(O)}}\right]^2 \qquad (7)$$

Și în acest caz, ceilalți parametri ai regimului de suflare rămîn neschimbați.

Varianta (a) se poate aplical chiar în timpul desfășurării procesului de eaborare, dacă la un moment dat se impune creșterea intensității de suflare peste cea optimă, în timp ce la varianta (b) se poate apela doar dacă se preconizează mersul la intensitate de suflare mărită pentru o campanie de elaborare, deoarece aceasta presupune schimbarea lăncii.

Așa cum s-a afirmat, creșterea intensității de suflare are efecte pozitive sau negative, cele negative fiind însă reduse la minimum dacă se lucrează conform schemei propuse. În figura 1 se evidențiază modul în care acționează creșterea intensității de suflare asupra factorilor ce caracterizează performanțele unui convertizor, cu sau fără modificarea riguroasă a celorlalți parametri ai regimului de suflare.

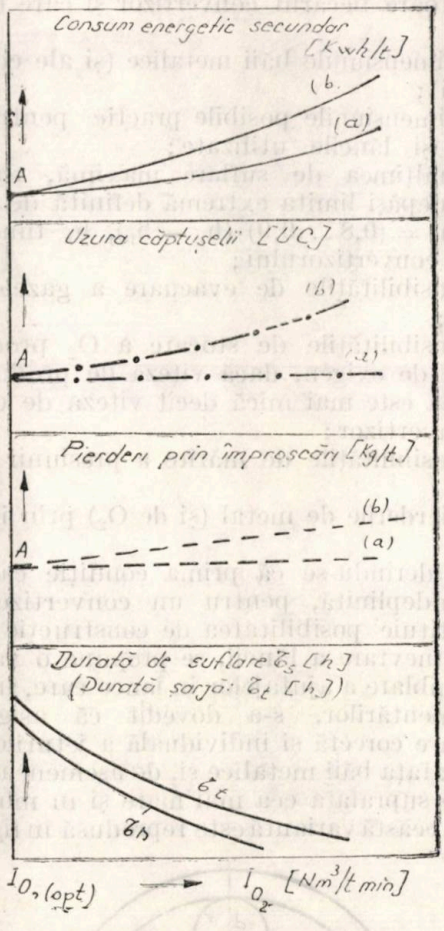


Fig. 1 — Influența creșterii intensității de suflare (I_{O_2}) asupra performanțelor funcționării unui convertizor: A — nivel corespunzător regimului optim de suflare; a — cu un calcul riguros al celorlalți parametri de suflare; b — fără un calcul riguros al celorlalți parametri de suflare

Fig. 1 — The influence of increasing blasting intensity (I_{O_2}) on converter operation parameters:
A — optimal blasting level; a — with precise calculation of other blasting parameters; b — without precise calculation of the other blasting parameters

O altă întrebare care rezultă logic din studiile efectuate, și pe care cercetările prezentate aici încearcă să o rezolve în parte, este cît de mare poate fi intensitatea de suflare pentru un convertizor dat.

Din punct de vedere pur chimic, așa cum dealtfel s-a mai arătat, în incinta unde se desfășoară un proces de oxidare se poate introduce spontan toată cantitatea de oxigen stoichiometric necesară, dar acest lucru este practic imposibil în condițiile concrete de elaborare în convertizor (și ale altor agregate de elaborare din metalurgie).

Cu siguranță, există o valoare maximă admisă pentru intensitatea de suflare, corespunzătoare fiecărui convertizor și care depinde de :

— dimensiunile băii metalice (și ale convertizorului) ;

— dimensiunile posibile practic pentru ajutajele și lăncile utilizate ;

— înălțimea de suflare maximă, care nu poate depăși limita extremă definită de corelația : $h_s = (0{,}8 \ldots 0{,}9) \cdot (h_k - h_b)$, h_k fiind înălțimea convertizorului ;

— posibilitățile de evacuare a gazelor de proces ;

— posibilitățile de stocare a O_2 produs de fabrica de oxigen, dacă viteza de producere a acestuia este mai mică decît viteza de consum în convertizor ;

— posibilitățile de mărire a presiunii de suflare ;

— pierderile de metal (și de O_2) prin improșcări.

Considerîndu-se că prima condiție care trebuie îndeplinită, pentru un convertizor dat, o constituie posibilitatea de construcție și mai ales manevrare a lăncii, se propune o variantă de asamblare a ajutajelor în lance care, în urma experimentărilor, s-a dovedit că asigură o deplasare corectă și individuală a jeturilor pînă la suprafața băii metalice și, de asemenea, atacă baia pe suprafața cea mai mare și în mod uniform. Această variantă este reprodusă în figura 2.

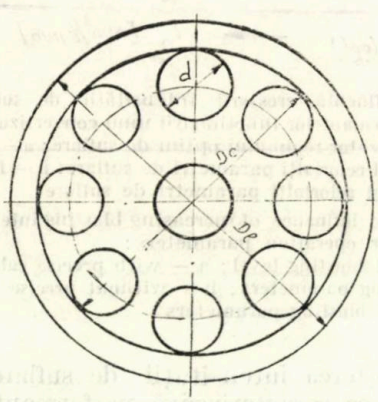


Fig. 2 — Schema de asamblare optimă a ajutajelor în capul lăncii

Fig. 2 — Optimal assembly diagram for lance head nozzles

Diametrul lăncilor (D_l) construite pînă în prezent nu a depășit valoarea de 500 mm (curent 350 . . .400 mm), din cauza dificultăților de manevrat și de răcire. Diametrul unui ajutaj în zona de asamblare (diametrul critic) (fig. 2) are o valoare minimă admisă ; sub această valoare, rezistența hidraulică crește brusc, ceea ce va determina scăderea presiunii dinamice a jetului la ieșirea din ajutaj.

Luîndu-se ca referință ($D_{l\max}$) și (d_{min}) se poate calcula numărul maxim de ajutaje ce poate fi montat în lance, din egalitatea :

$$k_l \cdot \frac{\pi}{4} \cdot D^2 I_{max} = n_{max} \cdot \frac{\pi}{4} \cdot d^2_{min} \qquad (8)$$

Coeficientul k_l ține seamă de gradul de ocupare a capului de lance cu ajutaje (zone perforate) și se stabilește constructiv (zona plină trebuie să asigure, pe de o parte, rezistența mecanică și, pe de altă parte, viteza corespunzătoare de răcire a capului de lance).

Rezultă deci că :

$$n_{max} = k_l \cdot \left[\frac{D_{l\max}}{d_{min}} \right]^2 \qquad (9)$$

Numărul maxim de ajutaje stabilit astfel (relația se mai poate corecta în funcție și de ceilalți factori enumerați, dar neanalizați aici, deoarece studiul pe model rece nu poate pune în evidență influența lor) va determina, conform relației (7), intensitatea maximă de suflare ce poate fi aplicată unui convertizor dat, iar aceasta, la rîndul său, va determina înălțimea de suflare corespunzătoare, pe baza relației (3). Sigur că valoarea înălțimii de suflare nu poate depăși valoarea maximă admisă, precizată anterior.

În condițiile acestui mod de lucru se vor asigura performanțele cele mai bune pentru convertizor.

Concluzia finală care se desprinde din acest studiu este aceea că se poate perfecționa funcționarea convertizorului și se poate trece la conducerea procesului cu ajutorul calculatorului, elaborîndu-se chiar un model matematic complet, care să țină seamă, simultan, atît de chimia procesului, cît și de dinamica acestuia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dina V., *Aspecte privind influența cantității de mișcare a jetului de oxigen asupra dinamicii băii metalice din convertizorul LD.* În : Metalurgia nr. 9, 1992, p. 12.

[2] Dina V., *Metoda de calcul al parametrilor regimului de suflare a oxigenului în convertizorul LD.* În : Metalurgia nr. 10, 1992, p. 19.

UTILIZAREA ALIAJELOR CU CALCIU LA DEZOXIDAREA OȚELULUI LICHID

Ing. V. Geantă
Dr. ing. E. Berceanu
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.046.55

Utilizarea elementelor alcalino-pămîntoase în procesul de dezoxidare a oțelului lichid reprezintă o modalitate obișnuită de tratare a acestuia în vederea creșterii purității și implicit a îmbunătățirii calității prin creșterea valorilor proprietăților mecanice. Dintre aceste elemente, cel mai utilizat este calciul, atît prin efectele pe care le produce cît și datorită valorilor mai scăzute ale costurilor de producție ale aliajelor în care este conținut. Afinitatea sa deosebită pentru oxigen și sulf, elemente cu efect dăunător în oțeluri, și rolul benefic în modificarea formei și morfologiei incluziunilor nemetalice oxidice prezente întotdeauna în oțel oferă calciului, prin aliajele sale, un rol preponderent printre materialele dezoxidante utilizate curent la rafinarea oțelurilor.

Studiul proceselor fizico-chimice de la rafinarea oțelului cu produși pe bază de calciu are în vedere atît caracteristicile termochimice și termodinamice specifice cît și parametrii metalurgici care joacă un rol important în atingerea valorilor optime ale nivelului de puritate al oțelului în funcție de natura căptușelii refractare a agregatului de elaborare sau rafinare a acestuia.

Considerații termochimice și termodinamice privind dezoxidarea oțelului lichid cu calciu

Utilizarea calciului în procesul de dezoxidare a băilor metalice de la elaborarea oțelului este dictată de puterea mare de dezoxidare a acestuia, calciul fiind cel mai energic dintre dezoxidanții uzuali.

Examinarea valorilor energiilor libere din diagrama care redă formarea oxizilor din elementele pure (fig. 1), precum și relațiile de echilibru termodinamic pentru o baie de oțel saturată cu diferiți oxizi (fig. 2) atestă capacitatea de dezoxidare a calciului în raport cu aceea a altor elemente [1], [2].

Deși prezintă o mare putere de dezoxidare, calciul nu poate fi utilizat singur ca element

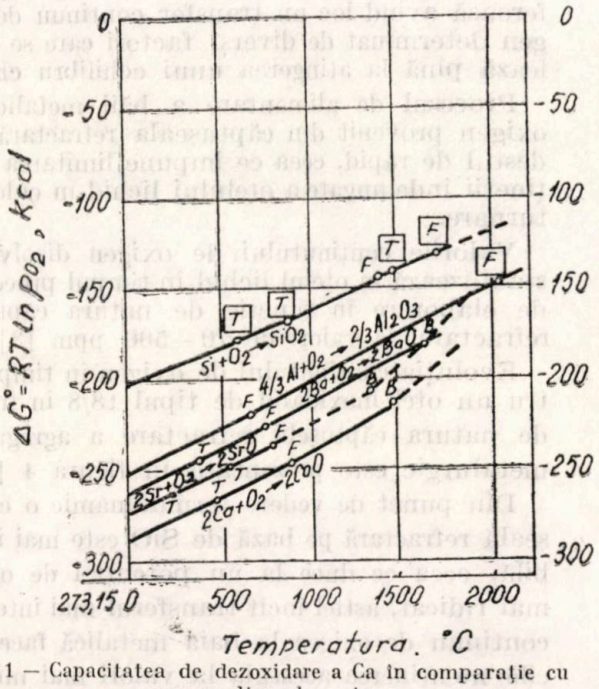


Fig. 1 — Capacitatea de dezoxidare a Ca în comparație cu cea a altor elemente

Fig. 1. Ca deoxidation capacity compared with that of other elements

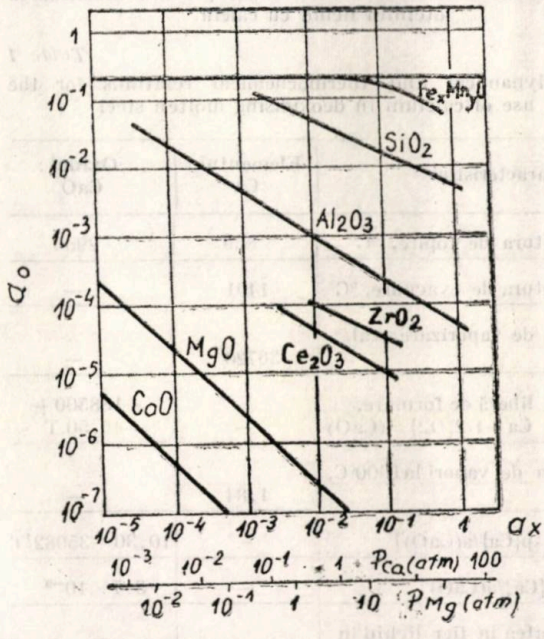


Fig. 2 — Echilibre de dezoxidare a diferitelor elemente în fier lichid la 1600°C

Fig. 2. Deoxidation equilibria for various elements in liquid steel at 1600°C

dezoxidant datorită tensiunii mari de vapori la temperatura băii metalice, aceasta fiind de 1,6—1,84 atm, aspect care determină trecerea sa sub formă de bule gazoase în oţelul topit [1], [2]. Variaţia cu temperatura a tensiunii de vapori a metalelor alcalino-pămîntoase este prezentată în figura 3.

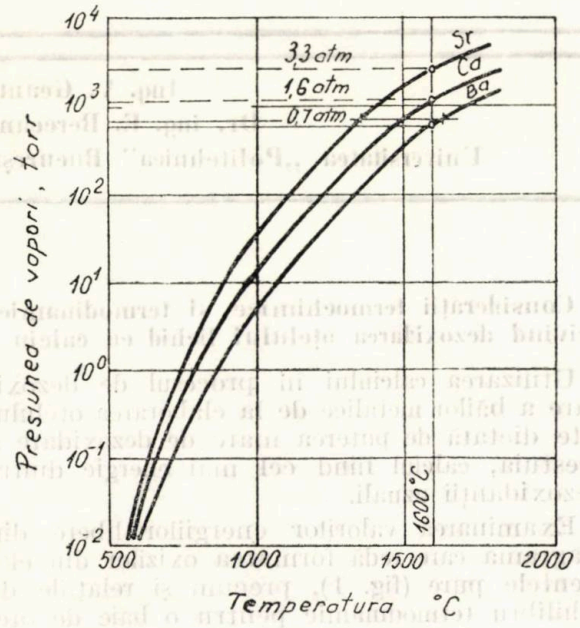


Fig. 3 — Variaţia cu temperatura a tensiunii de vapori a elementelor alcalino-pămîntoase

Fig. 3. Vapour tension variation with temperature of alkaline earth metals

Tabelul 1

Relaţii termodinamice şi termochimice privind dezoxidarea oţelului lichid cu calciu

Table 1

Thermodynamical and thermochemical relations for the use of calcium in deoxidising molten steel

Caracteristici	Elementul: Ca	Oxidul: CaO
Temperatura de topire, °C	839	2950
Temperatura de evacuare, °C	1491	—
Entalpia de vaporizare, cal/at.g	36720	—
Entalpia liberă de formare, cal/mol: $Ca+1/2\{O2\}=(CaO)$	—	$-188500+46.50.T$
Presiunea de vapori la 1600°C, atm	1,84	—
$\log[a[O]\cdot p\{Ca\}/a(CaO)]$	—	$10,30-35082/T$
$a[O]\cdot p\{Ca\}/a(CaO)$	—	3.7×10^{-9}
Solubilitatea în fier lichid în 1600°C	0,032%	—
$K(CaO)=a(Ca)\cdot a(O)$ la 1600°C	6×10^{-11}	—

Relaţiile de echilibru între presiunea parţială a calciului şi activitatea oxigenului în soluţie în oţelul lichid pot fi calculate plecînd de la datele termodinamice asupra entalpiei libere de formare a oxidului şi de dizolvare a oxigenului în fierul lichid (tab. 1). De asemenea, solubilitatea calciului în oţelul lichid este foarte scăzută, fiind de 0,032% la temperatura de 1600 °C, mărindu-se în prezenţa altor elemente ca: siliciul, aluminiul, nichelul.

În vederea creşterii eficacităţii procesului de dezoxidare a oţelului cu calciu, din datele prezentate anterior se desprind următoarele aspecte:

— utilizarea calciului în aliaje cu elemente care măresc solubilitatea sa în baia metalică;

— introducerea aliajelor cu calciu sub formă pulverulentă la adîncimi mari ale băii metalice prin tehnologia de injecţie în oala de turnare.

Influenţa naturii căptuşelii refractare asupra conţinutului rezidual de oxigen

Tratarea oţelului lichid cu produse dezoxidante se face atît în agregatul de elaborare cît şi în oala de turnare, care sînt protejate cu căptuşeli refractare bazice (dolomit, magnezit) sau acide (silică).

Datele prezentate în literatura de specialitate de diverşi autori arată că există o strînsă interdependenţă între conţinutul de oxigen dizolvat şi natura căptuşelii refractare a agregatului de elaborare sau tratare a oţelului lichid, între materialul refractar şi topitura feroasă avînd loc un transfer continuu de oxigen determinat de diverşi factori care se derulează pînă la atingerea unui echilibru chimic.

Procesul de alimentare a băii metalice cu oxigen provenit din căptuşeala refractară este destul de rapid, ceea ce impune limitarea menţinerii îndelungate a oţelului lichid în oalele de turnare.

Valorile conţinutului de oxigen dizolvat se stabilizează în oţelul lichid în timpul procesului de elaborare în funcţie de natura căptuşelii refractare, la valori de 70—500 ppm [3], [4].

Evoluţia conţinutului de oxigen în timp pentru un oţel inoxidabil de tipul 18/8 în funcţie de natura căptuşelii refractare a agregatului metalurgic este prezentată în figura 4 [5].

Din punct de vedere termodinamic o căptuşeală refractară pe bază de SiO este mai instabilă, ceea ce duce la un potenţial de oxigen mai ridicat, astfel încît transferul mai intens şi continuu de oxigen la baia metalică face dificilă menţinerea acestuia la valori mai mici de 0,005% (50 ppm) în agregate cu aceste tipuri de căptuşeli refractare [6].

Tabelul 2

Compoziţia chimică a oţelului lichid, %

Table 2

Molten steel composition

Exp.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1	0.14	0.42	0.25	0.012	0.030	—	—
2	0.12	0.40	0.55	0.020	0.030	0.08	0.10
3	0.18	0.55	0.75	0.015	0.027	0.12	0.10
4	0.22	0.50	0.62	0.028	0.023	0.12	—

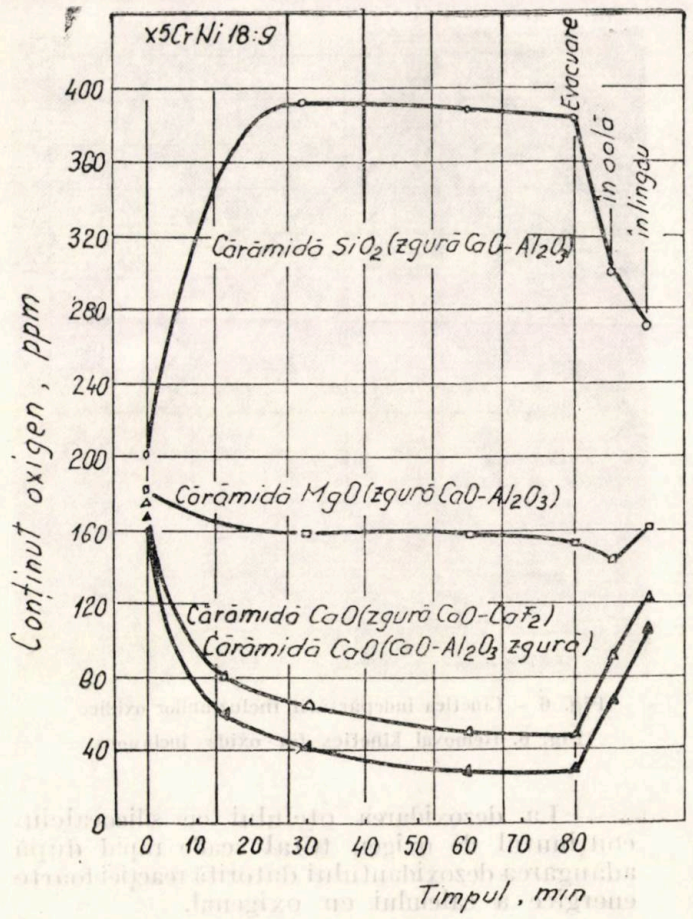


Fig. 4 — Evoluţia conţinutului de oxigen în timp pentru un oţel 18/8 în funcţie de natura căptuşelii refractare

Fig. 4. Evolution in time of oxygen content for an 18/8 steel, depending on refractory lining type

Procedura experimentală

Elaborarea şi dezoxidarea oţelului lichid cu silicocalciu, care conţine 30% Ca, s-a efectuat într-un cuptor cu inducţie cu căptuşeală acidă, cu o capacitate de 75 kg, greutatea fiecărei şarje fiind de 40 kg, alcătuite din deşeuri feroase curate. Compoziţia chimică a fiecărei şarje înainte de dezoxidare este cea prezentată în tabelul 2.

Particularităţile procesului de dezoxidare au fost următoarele :

— dezcxidarea cu silicocalciu a fost precedată de dezoxidare cu aluminiu, în greutate de 2g/kg ;

— cantitatea de silicocalciu utilizată pentru dezoxidare a fost de 2, 3, 4, 5 g/kg pentru experimentările 1, 2, 3 şi respectiv 4.

Au fost prelevate probe din baia metalică înainte de dezoxidarea cu aluminiu (Po), după dezoxidarea cu aluminiu (P1) şi după dezoxidarea completă cu silicocalciu la intervale de cîte 1, 5 min (probele P2—P6).

Discuţii

Analiza procesului de dezoxidare a oţelului lichid cu compuşi pe bază de calciu într-un agregat cu căptuşeală acidă a urmărit punerea în evidenţă a conţinutului de oxigen al acestuia (tab. 3) şi evoluţia sa în timp.

Eficienţa dezoxidării băii metalice la dezoxidarea cu silicocalciu se poate exprima prin gradul de dezoxidare realizat, redat de relaţia :

$$\eta_0 = \frac{[O]_i - [O]_f}{[O]_i} \cdot 100, \quad \%,$$

iar evoluţia cinetică a îndepărtării oxigenului incluzionar după adăugarea silicocalciului, de relaţia :

$$\nu_0 = \frac{[O]_t - [O]_f}{[O]_i - [O]_f} \cdot 100, \quad \%,$$

în care $[O]_i$ este conţinutul iniţial de oxigen din oţel ;

$[O]_f$ — conţinutul final de oxigen din oţel ;

$[O]_t$ — conţinutul total de oxigen din oţel la un moment dat.

Tabelul 3

Compoziţia chimică a băii metalice după dezoxidarea cu Al şi SiCa

Table 3

Melt composition after deoxidising with Al and SiCa

Exp.	Conţinutul de oxigen, $\times 10^{-4}$, %							η_O, %
	P0	P1	P2	P3	P4	P5	P6	
1	0.0378	0.0346	0.0235	0.0203	0.0172	0.0124	0.0108	68.78
2	0.0402	0.0367	0.0214	—	0.0158	0.0098	0.0068	73.56
3	0.0418	0.0382	0.0226	0.0153	—	—	0.0073	78.27
4	0.0396	0.0373	0.0222	—	0.0118	—	0.0062	78.01

Concluzii

Rezultatele experimentale efectuate au pus în evidenţă influenţa calităţii şi cantităţii dezoxidantului utilizat în procesul de dezoxidare asupra conţinutului de oxigen al băii metalice, evoluţia în timp a acestuia, precum şi rolul naturii căptuşelii refractare asupra procesului de dezoxidare.

— Utilizarea silicocalciului la dezoxidarea oţelului lichid duce la realizarea unor conţinuturi de oxigen scăzute, mai mici decît cele obţinute prin utilizarea unor dezoxidanţi clasici (Mn, Si, Al), cu randamente ale procesului de dezoxidare care depind de conţinuturile iniţiale şi respectiv finale de oxigen din baie (fig.7).

— Evoluţia conţinutului de oxigen total din baie exprimă faptul că îndepărtarea oxigenului se produce în timp prin decantarea produşilor de dezoxidare obţinuţi (fig. 5).

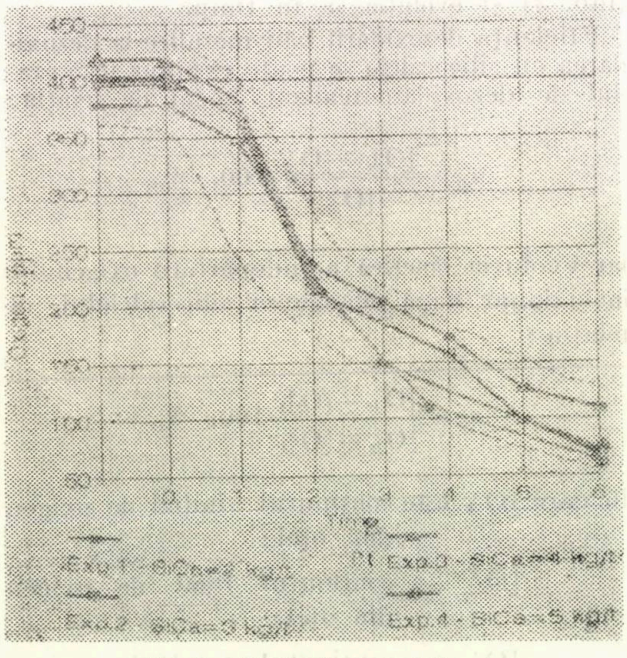


Fig. 5 — Dezoxidarea cu SiCa

Fig. 5. Deoxidation using SiCa

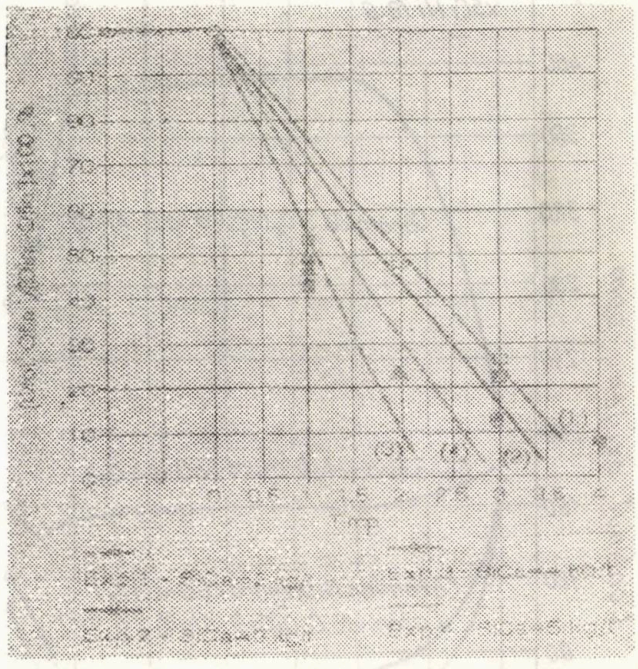


Fig. 6 — Cinetica îndepărtării incluziunilor oxidice

Fig. 6. Removal kinetics for oxide inclusions

— La dezoxidarea oţelului cu silicocalciu, conţinutul de oxigen total scade rapid după adăugarea dezoxidantului datorită reacţiei foarte energice a calciului cu oxigenul.

— Conţinutul de oxigen total final depinde de cantitatea de silicocalciu introdusă, care determină, de asemenea, randamentul procesului de dezoxidare.

— Evoluţia cinetică a îndepărtării incluziunilor nemetalice oxidice în urma procesului de dezoxidare cu silicocalciu este liniară (fig.6).

— Natura căptuşelii refractare a agregatului de elaborare — rafinare prezintă o influenţă puternică asupra conţinutului de oxigen după procesul de dezoxidare. Valorile obţinute pentru acesta sînt mai mari în agregatele cu căptuşeală acidă faţă de cele cu căptuşeală

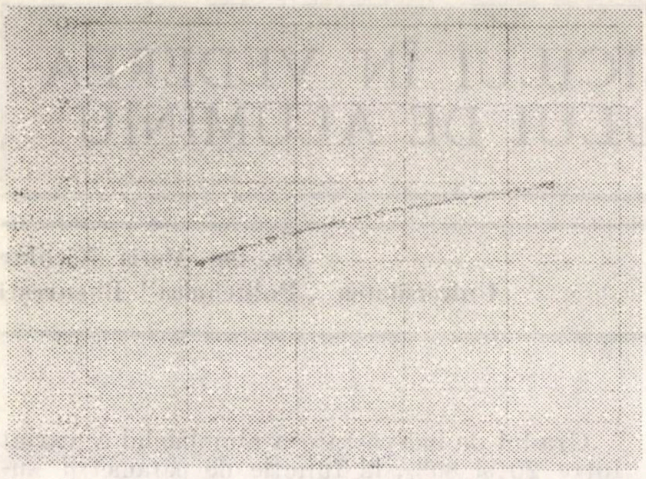


Fig. 7 — Eficiența dezoxidării în funcție de cantitatea de SiCa adăugată

Fig. 7. Deoxidation eficiency dependence on SiCa addition

refractară bazică, iar menținerea unor valori scăzute implică cantități majorate de dezoxidant (silicocalciu) datorită dizolvării și transferului continuu al unor cantități suplimentare de oxigen din căptușeală în baia metalică.

Utilizarea aliajelor pe bază de calciu la tratarea oțelului lichid prezintă de asemenea și alte avantaje metalurgice, ca : mărirea vitezei de eliminare a incluziunilor nemetalice formate în cursul procesului de dezoxidare, micșorarea temperaturii lor de topire și modificarea formei și morfologiei interne.

BIBLIOGRAFIE

[1] Plockinger, E. ș.a. *Die Dezoxydation mit barium und strontium-haltigen CA—Si—Legierungen.* Radex Rundschau, Austria, nr. 2, 1969.

[2] Bienvenu, Y. ș.a. *Desoxydation et desulphuration de l'acier par des elements alcalino-torreux calcium et barium.* C.I.T., Franța, nr. 6, 1978.

[3] Brabie, V. ș.a., Cercetări privind posibilitățile de tratare în stare lichidă a oțelurilor cu destinație specială. Metalurgia, România, nr. 4, 1985.

[4] Folmo, G., ș.a. *Desulphurization of steel in an acid ladle using CaSi and lime-fluor spat mixtures.* A/S Norsk Jernswork, Rana Norvegia, 2-nd International Conference on Injection Metallurgy, Luleå, MEFOS, Jernkontoret, 1980.

[5] Sandberg, N. *Si-dezoxidation of steel by injection of slags with low SiO — activity. 1-st International Conference on Injection Metallurgy,* Luleå, MEFOS, Jernkontoret, 1977.

[6] Spetzler, E. ș.a. *L'influence de l'insuffilation des elements alcalino-terreux en poche sur les caracteristiques mecaniques de l'acier.* C.I.T., Franța, nr. 5, 1976.

[7] Jeanneau, M. *Traitement de l'acier par l'insufflation de silico-calcium en poche.* Revue de Metallurgie — C.I.T. Franța, nr. 6, 1981.

Revista revistelor

GIESSEREI, *R.F.G., 1992, nr. 21*

— Calitate cu orice preț?, p. 871

— O nouă șansă pentru fonta cu grafit vermicular, p. 872

— Dispersia caracteristicilor, cel mai important indice de calitate pentru piesele turnate, p. 878

— Utilizarea calculatorului pentru controlul statistic al procesului (SPC), p. 884

— O turnătorie de fontă pe calea către managementul calității totale, p. 893

— Sinteză bibliografică — turnarea de aliaje ușoare în nisip și cochilă, p. 893

STAHL und EISEN, R.F.G., 1992 nr. 12

— Raport asupra Congresului siderurgiei germane — 1992 (12-13. XI.'92 Düsseldorf), p. 27

— Din activitatea Uniunii siderurgiștilor germani (VDEh), p. 38

— Cine cunoaște masele plastice alege oțelul. Concurență puternică, p. 54

— Genetica, între tehnologie și etică, p. 63

— Reciclarea în industria siderurgică, p. 75

— Utilizări industriale ale tehnologiilor cu utilizarea plasmei în industria siderurgică, p. 89

— Comportarea la topire a tuburilor cu umplutură (de feroaliaje sau fondați), în cursul derulării, p. 101

— Cercetări asupra uzurii aliajelor aplicate prin sudură, pentru unelte de forjare, p. 111

— Industria siderurgică din Ucraina — cea mai grea despărțire de economia planificată, p. 117

— Congresul anual al industriei siderurgice din Sud-Vest (8. V.'92 — Sarrbrücken), p. 127

— Tabla de materii pentru anul 1992 (numerele 1—12).

RAFINAREA FEROSILICILUI ÎN VEDEREA SCĂDERII CONȚINUTULUI DE ALUMINIU

Dr. ing. Maria Nicolae
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.15'782—198

Printre problemele deosebite ridicate de tehnologia de producere a tablei electrotehnice cu grăunți orientați se numără și calitatea ferosiliciului utilizat pentru dezoxidarea și alierea oțelurilor silicioase din care acestea se fabrică. În acest sens, s-a desfășurat o bogată activitate de cercetare științifică, având drept obiectiv creșterea gradului de puritate a ferosiliciului T.E.

Cercetările efectuate au arătat că majoritatea elementelor însoțitoare (Al, C, Mn, Ti, Ca, Cr etc.) din aliajul fier-siliciu influențează negativ proprietățile magnetice ale oțelului și măresc pierderile specifice de energie [1]—[4]. Dintre aceste elemente, aluminiul se găsește în proporția cea mai mare în ferosiliciul standard (1—2,5%).

În vederea scăderii conținutului de aluminiu din ferosiliciul standard s-au făcut mai multe încercări experimentale, urmărindu-se rafinarea ferosiliciului prin metoda injecției. Pentru topirea ferosiliciului s-a folosit un cuptor cu inducție de 100 kg (capacitate pentru oțel) căptușit cu cuarțită, iar pentru rafinare s-a folosit siderită, cuarțită sau un amestec de siderită, cuarțită și var.

În vederea stabilirii influenței conținuturilor inițiale de siliciu și aluminiu asupra pierderilor de siliciu și a gradului de rafinare, încărcătura a fost compusă din proporții variabile de FeSi 65, FeSi 75 și Si tehnic.

Granulația pulberii a fost cuprinsă între 0,5 și 2,5 mm.

Măsurarea temperaturii s-a făcut cu un termocuplu de imersie Pt—Pt—Rh—18.

Injecția pulberii s-a făcut cu argon la presiuni cuprinse între 1, 2 și 5 atmosfere.

În prima serie de 15 experimentări s-a folosit pentru rafinare siderită cu circa 35,5% Fe total și 27% pierderi la calcinare.

Consumul specific de pulbere injectată a variat între 12 și 59 kg/t, consumul specific de gaz purtător între 3 și 13 Nm^3/t, intensitatea de suflare a pulberii a fost de 13—24 kg/t min. Temperatura de lucru a variat între 1450 și 1520°C.

Gradul de îndepărtare a aluminiului a variat între 20 și 80%, în funcție de parametrii suflării și conținutul inițial de aluminiu din ferosiliciu (cuprins între 0,28% și 1,1%) în condițiile unor pierderi de siliciu cuprinse între 0,8 și 15%.

În vederea stabilirii modului în care influențează factorii tehnologici procesul de rafinare s-a făcut o analiză statistică a rezultatelor obținute, pe baza corelațiilor simple din care au rezultat ecuațiile de regresie reprezentate grafic în diagramele din figurile 1, 2 și 3.

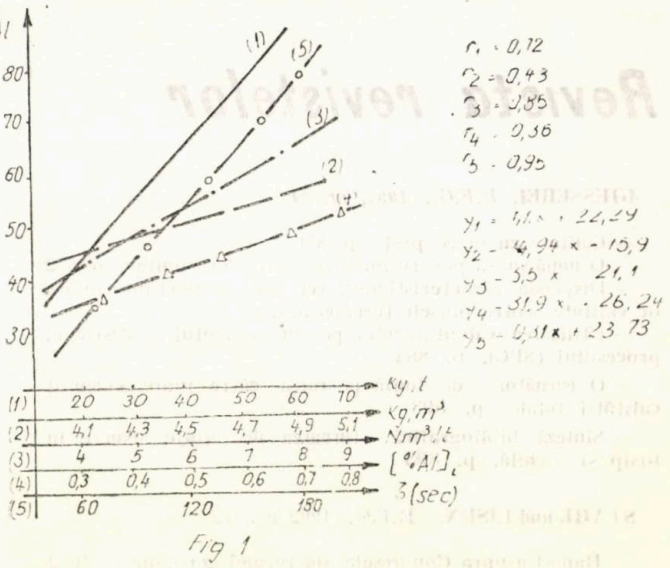


Fig 1

Fig. 1 — Influența factorilor tehnologici care conduc la creșterea gradului de îndepărtare a aluminiului

Fig. 1. The influence of technological factors leading to an increase in Al removal

Din analiza rezultatelor obținute se desprind următoarele concluzii:

— rafinarea ferosiliciului cu siderită este posibilă;

— gradul de îndepărtare a aluminiului din ferosiliciu crește proporțional cu creșterea consumului specific de siderită, a proporției de pulbere din gazul purtător, a consumului speci-

fic de gaz purtător, a conținutului inițial de aluminiu și a duratei tratamentului (fig. 1) și scade proporțional cu creșterea intensității de suflare a pulberii, cu creșterea granulației particulei și a presiunii de lucru (fig. 2);

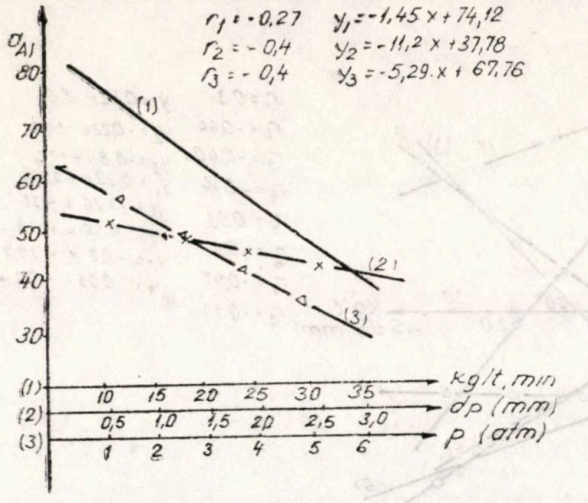


Fig. 2 — Influența parametrilor tehnologici care scad gradul de îndepărtare a aluminiului

Fig. 2. The influence of technological parameters decreasing the Al removal degree

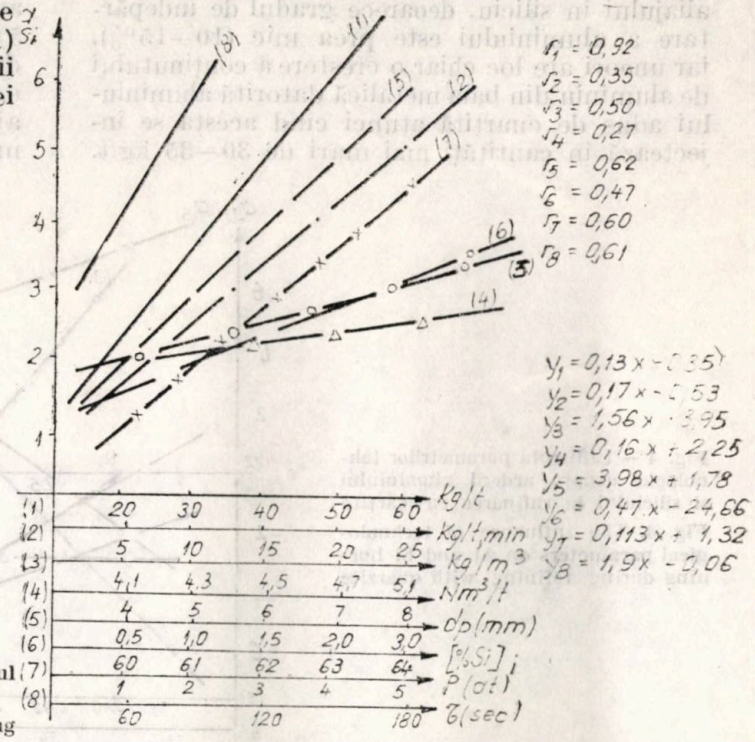


Fig. 3 — Influența parametrilor tehnologici asupra pierderilor de siliciu la rafinarea cu siderită

Fig. 3. The influence of technological parameters on silicon losses during refining with siderite

— dintre parametrii tehnologici urmăriți, cel mai mult influențează gradul de îndepărtare a aluminiului, în intervalele studiate, consumul specific de siderită și de gaz, durata tratamentului (dreptele 1, 5 și 3 din fig. 1), intensitatea suflării pulberii și presiunea gazului purtător (dreptele 1 și 3 din fig. 2);

— pierderile de siliciu sînt puternic influențate de: durata tratamentului, consumul specific de pulbere, diametrul particulei, intensitatea de suflare a pulberii și presiunea gazului purtător (dreptele 8, 1, 5, 2 și 7 din fig. 3);

— pierderile de siliciu cresc o dată cu creșterea tuturor parametrilor luați în studiu (fig.3).

Rezultă din cele prezentate că trebuie foarte bine stabilite intervalele de variație pentru toți parametrii tehnologici, astfel încît să se obțină un grad cît mai mare de îndepărtare a aluminiului din ferosiliciu în condițiile unor pierderi minime de siliciu pentru ca procedeul să devină eficient și economic.

Pentru micșorarea pierderilor de siliciu s-au efectuat alte serii de experimentări la scară pilot în care pentru rafinare s-au folosit:

— cuarțită (zece șarje);

— amestec de siderită cu diferite proporții de cuarțită (20 de șarje);

— siderită injectată și cuarțită pe zgură (zece șarje).

Condițiile de lucru și parametrii suflării s-au păstrat pe cît a fost posibil constanți, ca și la rafinarea numai cu siderită, pentru a face posibilă compararea rezultatelor. Rezultatele obținute au fost analizate statistic, dreptele de regresie obținute fiind reprezentate grafic în figurile 4 și 5.

Analizînd valorile coeficienților de corelație și alura dreptelor de regresie se pot constata următoarele:

— atît gradul de îndepărtare a aluminiului cît și pierderile de siliciu sînt influențate în oarecare măsură de parametrii luați în considerare, coeficienții de corelație fiind cuprinși între 0,3 și 0,5 în valoare absolută;

— gradul de îndepărtare a aluminiului crește o dată cu creșterea consumului specific de cuarțită și a conținutului inițial de aluminiu (dreptele 1 și 5 din fig. 4) și scade o dată cu creșterea granulației pulberii și a temperaturii (dreptele 3 și 7 din fig. 4) dar în toate cazurile el rămîne destul de mic, nedepășind 10—15%;

— pierderile de siliciu scad la creșterea consumului specific de cuarțită, a conținutului inițial de siliciu și a temperaturii (dreptele 2, 6, 8 din fig. 4) și cresc nesemnificativ la creșterea granulației (dreapta 4 din fig. 4). Trebuie remarcat însă faptul că, în cazul creșterii consumului specific de cuarțită peste valoarea de 30 kg/t, are loc o îmbogățire a feroaliajului în siliciu cu 2 pînă la 6%.

În concluzie, se poate afirma că rafinarea ferosiliciului numai cu cuarțită nu este indicată chiar dacă în final are loc o îmbogățire a fero-

aliajului în siliciu, deoarece gradul de îndepărtare a aluminiului este prea mic (10—15%), iar uneori are loc chiar o creştere a conţinutului de aluminiu din baia metalică datorită aluminiului adus de cuarţită atunci cînd acesta se injectează în cantităţi mai mari de 30—35 kg/t. adăugării cuarţitei pe zgură (dreapta 3 din fig. 5). În acest caz, la un raport între cantitatea de siderită injectată şi cantitatea de cuarţită de 2,7—2,8, gradul de îndepărtare a aluminiului ajunge la 50—60%, iar conţinutul final de aluminiu scade la 0,9—0,11% în condiţiile unor

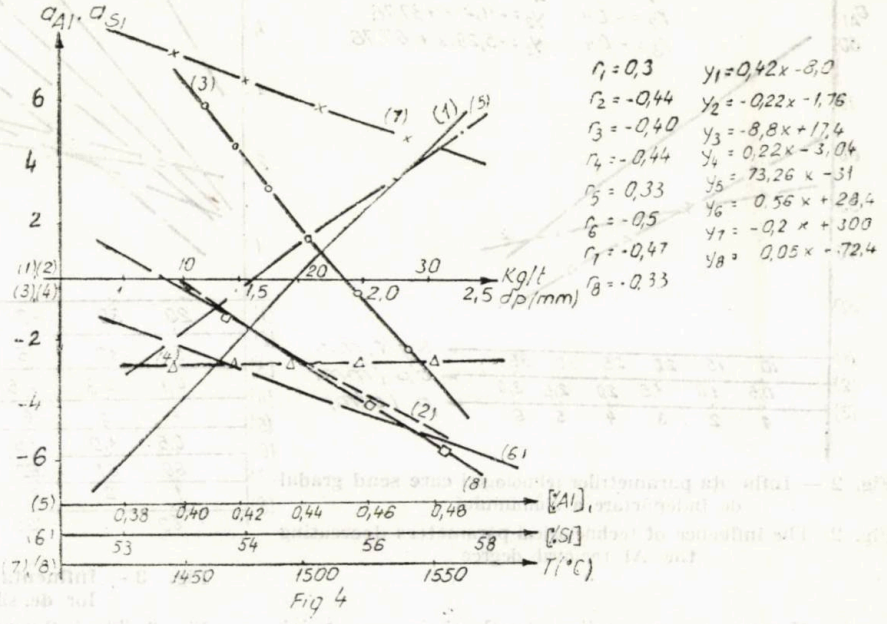


Fig. 4 — Influenţa parametrilor tehnologici asupra arderii aluminiului şi siliciului la rafinarea cu cuarţită

Fig. 4. The influence of technological parameters on Al and Si burning during refining with quarzite

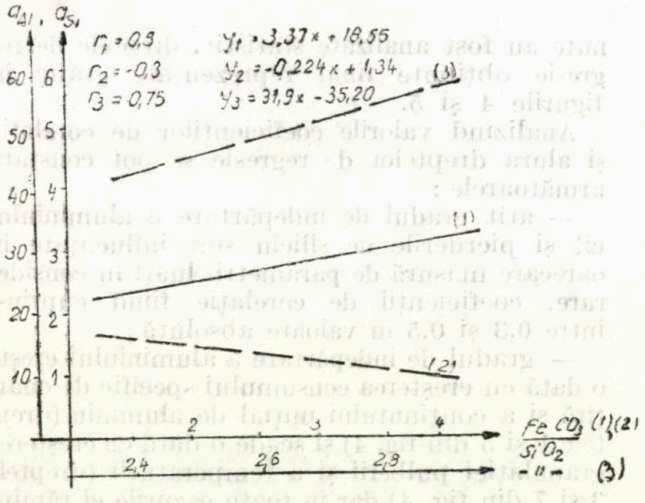


Fig. 5 — Influenţa raportului siderită/cuarţită asupra gradului de rafinare a ferosiliciului şi pierderilor de siliciu

Fig. 5. Siderite/quartzite ratio influence on ferrosilicon refining degree and on silicon losses

Din analiza rezultatelor obţinute în cazul folosirii pentru rafinare a unui amestec de siderită cu diferite proporţii de cuarţită injectată sau adăugată pe zgură, se desprind următoarele :

— rafinarea ferosiliciului cu siderită şi cuarţită este eficientă chiar pentru conţinuturi iniţiale de aluminiu sub 0,3% (fig. 5) ;

— rezultate mai bune se obţin în cazul injecţiei de siderită în baia de ferosiliciu şi al pierderi de siliciu cu totul nesemnificative (sub 1%).

Pentru micşorarea viscozităţii zgurii şi pentru crearea unei condiţii mai bune de decantare a aluminei rezultate se recomandă adăugarea de var pe zgură.

Calculele efectuate au arătat că rafinarea ferosiliciului este eficientă dacă se injectează circa 45—50 kg de siderită în baie (gradul ei de asimilare fiind de aproximativ 82—85%) şi se adaugă pe zgură aproximativ 15 kg de cuarţită şi 30 kg de var pentru fiecare tonă de ferosiliciu supus rafinării.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dubrov, N. F., Laphin, N. I. *Oţeluri electrotehnice*. Moscova, Metallurghizdat, 1963

[2] Cedighian, S. *Materiale magnetice*. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1967

[3] Taguci, S. *Realizări recente ale producţiei benzilor de oţel electrotehnic în Japonia*, In : Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 17, 1977, p. 603—615

[4] Vacu, S. ş.a. *Elaborarea oţelurilor aliate. vol. II*, Ed. Tehnică, Bucureşti, 1983

[5] Elliot, J. F. *Thermochemistry for steel making. Addison-Wesley*, 1963, Publ. Co. Inc. Pergamon Press, 1963

[6] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. Ed. Didactică şi Pedagogică, 1985

[7] Nicolae, M. *Cercetări privind creşterea gradului de puritate a unor aliaje feroase*, Teză de doctorat, 1989

CERCETĂRI EXPERIMENTALE ÎN VEDEREA DETERMINĂRII PRINCIPALILOR PARAMETRI FUNCȚIONALI AI ARZĂTOARELOR REGENERATIVE

As. univ. ing. A. Semeneseu
Universitatea „Politehnica" București
Ing. A. Ioana
ICEM S.A. București

C.Z. : 004.86.004.8

Prezentare generală

Principiul de funcționare a arzătorului regenerativ ART constă în recuperarea prin regenerare a entalpiei gazelor arse, respectiv preîncălzirea aerului de combustie folosind entalpia gazelor arse înmagazinate în masa ceramică a regeneratorului.

Regeneratorul arzătorului cuprinde un corp izolat termic, umplut cu material ceramic (bile de alumină tabulară) și îmbrăcat într-o manta de aer supus preîncălzirii.

Prin construcție ,modulul unui arzător regenerativ are două posturi care lucrează astfel :

— un post arde, folosind aer adus de la baza regeneratorului, în timp ce gazele arse din cuptor sînt conduse prin celălalt post către regeneratorul cuplat, în scopul preîncălzirii umpluturii ceramice, fiind apoi eliminate în atmosferă ;

— cînd regeneratorul are umplutura ceramică încălzită suficient, printr-un sistem de comutare, aerul de combustie rece trece prin regenerator, unde este preîncălzit, în timp ce regeneratorul răcit anterior este reîncălzit de către gazele de ardere de al doilea post aflat pe ardere combustibil.

Arzătoarele ART sînt destinate încălzirii incintelor cuptoarelor de forjă sau de tratament termic la temperaturi de la 600 la 1250°C, folosind aer puternic preîncălzit prin metoda regenerării. În acest mod, ele realizează recuperarea avansată a entalpiei gazelor arse și, în consecință, o reducere importantă a consumului de combustibil gazos.

Alte efecte economice ale folosirii acestor arzătoare constau în eliminarea recuperatoarelor primare și a cazanelor recuperatoare producătoare de apă caldă sau abur de pe traseul de evacuare a gazelor din procesul deservit.

În situațiile în care arzătoarele regenerative sînt folosite în investiții noi, sînt eliminate, de asemenea, canalele și coșurile de fum.

Metodica experimentărilor

Experimentările arzătorului regenerativ ART au vizat în principal :

— determinarea curbei caracteristice a debitului de combustibil al arzătorului, $D_g = f(P_g)$, unde :

D_g este debitul de combustibil (gaze naturale) prin arzător, Nm^3/h ;

P_g — presiunea combustibilului la intrare în corpul arzătorului, Pa ;

— determinarea curbei caracteristice a debitului de aer de combustie, $D_a = f(Pa)$, unde :

D_a este debitul de aer de combustie prin arzător, Nm^3/h ;

P a — presiunea aerului de combustie la intrare în corpul arzătorului, Pa ;

— analiza gazelor arse în incintă.

Aparatele utilizate în cadrul experimentărilor au fost :

— manometre pentru măsurarea presiunilor de tip „U" cu apă, montate la intrarea aerului în preîncălzitorul regenerativ (regenerator) în cazul aerului de combustie și în camera inelară de pe corpul arzătorului în cazul combustibilului ;

— diafragme de măsură cu manometre de tip „U" cu apă pentru măsurarea debitelor ;

— analizor automat cu indicare continuă de tip „INFRALYT" pentru CO_2, CO și CH_4 pentru analiza gazelor arse ; gazele arse au fost captate prin intermediul sondelor ceramice.

Instalația experimentală pe care s-au testat arzătoarele regenerative a fost un cuptor de forjă cu vatră fixă ($Sv = 0{,}63\ m^2$) care a fost amenajat special pentru a permite, pe de o parte, montarea arzătoarelor ART, iar pe de altă parte, executarea de măsurători în regim de stand experimental. În figura 1 sînt prezentate punctele de măsură amenajate în vederea experimentărilor.

Rezultate experimentale

Au fost testate experimental două variante de arzătoare regenerative ART, și anume :

— cu ambrazura deschisă (tronconică);
— cu abrazura închisă (cilindrică).

Parametrii mediului la data experimentărilor sînt daţi în tabelul 1.

Tabelul 1

Parametrii mediului la data experimentării

Table 1

Environmental parameters during tests

Mărimea	Valoarea
Temperatura, °C	22...28
Umiditatea, %	40
Presiunea, torr	750...764

În timpul experimentărilor s-a lucrat în regim de suprapresiune ($P_v = 1...3$ Pa în apropierea vetrei).

Determinările s-au făcut după stabilirea regimului termic al cuptorului şi al preîncălzitorului regenerativ ($t_{aer} = 800°C$).

În tabelul 2 sînt prezentate rezultatele măsurătorilor termotehnice efectuate pe arzătoarele regenerative ART cu ambrazura deschisă. Curbele caracteristice ale acestor arzătoare sînt prezentate în figurile 2 şi 3.

Pentru arzătoarele regenerative ART cu ambrazura închisă, rezultatele măsurătorilor termotehnice sînt prezentate în tabelul 3. Curbele caracteristice pentru acest caz sînt cele din figurile 4 şi 5.

În urma experimentărilor au fost determinate principalele caracteristici nominale funcţionale ale arzătorului testat:

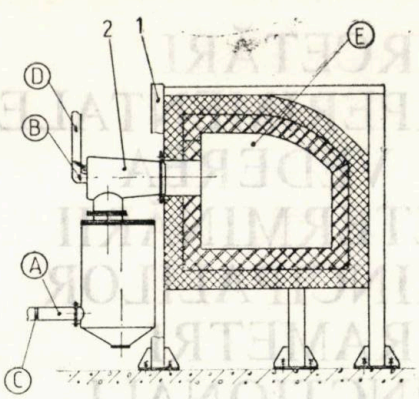


Fig. 1 — Schema standului de încercări:
1 — cuptor
2 — arzător regenerator ART 16(2 buc.)
A — Priză de presiune a aerului de combustie
B — Priză de presiune a combustibilului
C — Punct de măsurare a debitului aerului de combustie
D — Punct de măsurare a debitului combustibilului
E — Punct de analiză a gazelor arse

Fig. 1. Trial stand: 1. furnace; 2 — ART 16 regenerative burner (2pcs)
A — combustion air intake;
B — fuel intake
C — combustion flow rate measuring
D — fuel flow rate measuring
E — exhaust gas analysis

— debitul de combustibil (gaze naturale): $D_{g\,nom} = 16$ Nm³/h;
— putere termică: $N_{nom} = 160$ kw;
— presiunea combustibilului

Tabelul 2

Rezultatele măsurătorilor la arzătorul regenerativ ART 16 cu ambrazura deschisă (cu reglare manuală a raportului aer-gaz)

Table 2

ART 16 regenerative burner (open window) test results (manual control of air-gas ratio)

Arzătorul nr. 2 (A 2)							Arzătorul nr. 1 (A 1)						
D_g, Nm³/h	P_g, Pa	D_a Nm³/h	Pa, Pa	CO_2, %	CO, %	α	D_g, Nm³/h	P_g, Pa	D_a, Nm³/h	Pa, Pa	CO_2, %	CO, %	α
1,6	10	17	60	10,5	0	1,09	1,6	10	17	30	11,0	0	1,04
4,0	150	40	150	10,5	0	1,09	4,0	120	40	170	10,3	0	1,10
6,0	420	70	430	10,2	0	1,10	6,0	340	70	450	10,2	0	1,10
8,0	750	90	800	10,3	0	1,10	8,0	600	90	850	10,5	0	1,09
10,0	1150	110	1200	10,3	0	1,10	10,0	950	110	1320	10,5	0	1,09
12,0	1600	128	1600	10,5	0	1,09	12,0	1350	128	1750	10,2	0	1,10
14,0	2030	150	2150	9,8	0	1,16	14,0	1830	150	2300	9,8	0	1,16
16,0	2700	170	2700	10,3	0	1,10	16,0	2400	170	2920	10,2	0	1,10
18,0	3350	185	2980	10,5	0	1,09	18,0	2950	193	3200	10,0	0	1,13

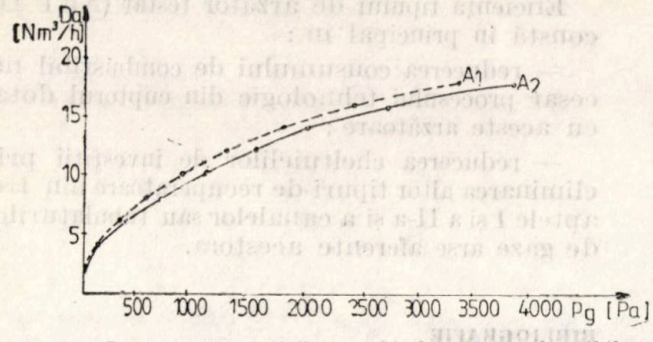


Fig. 2 — Curba caracteristică a debitului de combustibil (ART cu ambrazură deschisă)

Fig. 2 Fuel flow rate curve (open window burner)

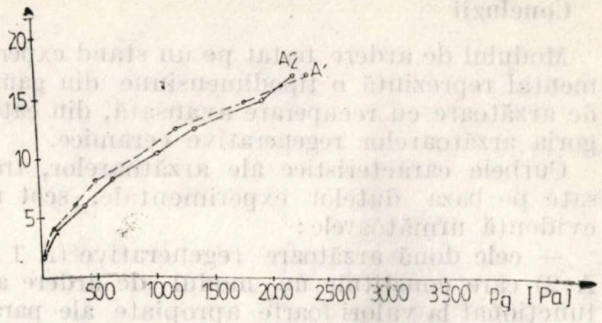


Fig. 4 — Curba caracteristică a debitului de combustibil (ART cu ambrazură închisă)

Fig. 4. Fuel flow rate curve (shut window burner)

Tabelul 3

Rezultatele măsurătorilor la arzătorul regenerativ ART16 cu ambrazura închisă (cu reglare manuală a raportului aer-gaz)

Table 3

ART 1 b regenerative burner (closed window) test results (manual control of air-gas ratio)

Arzătorul nr. 2 (A 2)							Arzătorul nr. 1 (A 1)						
D_g, Nm^3/h	P_g, Pa	D_a, Nm^3/h	Pa, Pa	CO_2, %	CO, %	α	D_g, Nm^3/h	P_g, Pa	D_a, Nm^3/h	Pa, Pa	CO_2, %	CO, %	α
1,6	10	18	30	9,3	0	1,23	1,6	30	18	30	9,8	0	1,16
4,0	160	45	200	9,8	0	1,16	4,0	130	45	180	9,8	0	1,16
6,0	400	75	520	10,8	0	1,05	6,0	330	75	530	10,8	0	1,05
8,0	650	80	560	10,0	0	1,13	8,0	500	80	570	10,2	0	1,10
10,0	1080	110	1150	11,0	0	1,04	10,0	920	110	1220	11,0	0	1,04
12,0	1370	120	1250	11,0	0	1,04	12,0	1200	120	1300	10,8	0	1,05
14,0	1970	155	2150	11,0	0	1,04	14,0	1800	155	2300	10,8	0	1,05
16,0	2250	165	2600	10,5	0	1,09	16,0	2480	165	2700	11,0	0	1,04

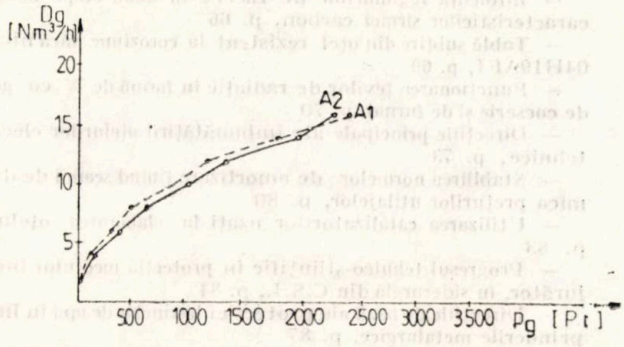


Fig. 3 — Curba caracteristică a debitului de aer de combustie (ART cu ambrazură deschisă)

Fig. 3. Combustion air flow rate curve (open window burner)

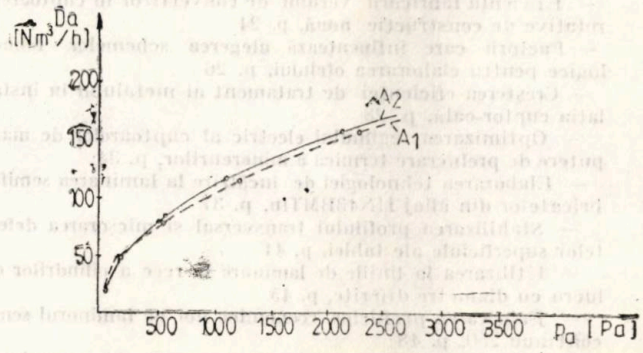


Fig. 5 — Curba caracteristică a debituluide aer de combustie (ART cu ambrazură închisă)

Fig. 5. Combustion air flow rate curve (shut window burner)

$P_{g\,nom} = 2550$ Pa (ambrazură deschisă) și $P_{g\,nom} = 2400$ Pa (ambrazură închisă);

— presiunea aerului de combustie:

$Pa_{nom} = 2800$ Pa (ambrazură deschisă) și $Pa_{nom} = 2650$ Pa (ambrazură închisă).

Cu ajutorul analizelor efectuate asupra gazelor de ardere a putut fi calculat și coeficientul excesului de aer de combustie, α. Au rezultat valori cuprinse între $\alpha = 1{,}04$ și $\alpha = 1{,}23$ (tab. 2 și 3).

Arzătorul testat funcționează stabil și corect din punct de vedere al arderii, cu un exces de aer $\alpha \geqslant 1{,}05$ pe tot domeniul de funcționare

Concluzii

Modulul de ardere testat pe un stand experimental reprezintă o tipodimensiune din gama de arzătoare cu recuperare avansată, din categoria arzătoarelor regenerative ceramice.

Curbele caracteristice ale arzătoarelor, trasate pe baza datelor experimentale, scot în evidenţă următoarele:

— cele două arzătoare regenerative (A 1 şi A 2) care constituie un modul de ardere au funcţionat la valori foarte apropiate ale parametrilor fluidelor energetice, diferenţele dintre punctele de funcţionare ale celor două arzătoare fiind mici (0,5 . . .0,7 Nm^3/h pentru debite şi 150 . . .200 Pa pentru presiuni);

— la ambele variante ale arzătorului regenerativ (cu ambrazură deschisă sau închisă) se constată o mai bună stabilitate a regimului de combustibil (curbele 2 şi 4 au o tendinţă de aplatizare) faţă de regimul de aer de combustie (curbele 3 şi 5 au o tendinţă uşor crescătoare).

Eficienţa tipului de arzător testat (ART 16) constă în principal în:

— reducerea consumului de combustibil necesar procesului tehnologic din cuptorul dotat cu aceste arzătoare;

— reducerea cheltuielilor de investiţii prin eliminarea altor tipuri de recuperatoare din treaptele I şi a II-a şi a canalelor sau tubulaturilor de gaze arse aferente acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. Semenescu, A. Nicolae, O. Gurgu, M. Munteanu, R. Pivniceru — Cercetări privind creşterea eficienţei energetice a sistemelor de ardere ale cuptoarelor metalurgice prin utilizarea arzătoarelor regenerative. In: Metalurgia, România, nr. 3, 1993, p. 190

[3] A. Semenescu ş.a. — Cercetări privind recuperarea resurselor energetice secundare utilizînd arzătoare tip flacără continuă regenerativă. In: Metalurgia; România nr. 2, 1993, p. 28

Revista revistelor

Stal, C.S.I., 1992, nr. 4

— Sinteză privind economia de resurse în siderurgia U.R.S.S. în anii 1985—1990, p. 1

— Influenţa sistemului de încărcare asupra repartizării încărcăturii şi gazelor, p. 6

— Filtrarea oţelului în procesul turnării continue, p. 16

— Eficienţa procedeului de filtrare a oţelului rezistent la coroziune şi a aliajelor pe bază de nichel, p. 18

— Afinarea topiturior prin filtrare, p. 21

— Eficienţa fabricării varului de convertizor în cuptoarele rotative de construcţie nouă, p. 24

— Factorii care influenţează alegerea schemelor tehnologice pentru elaborarea oţelului, p. 26

— Creşterea eficienţei de tratament al metalului în instalaţia cuptor-oală, p. 28

— Optimizarea regimului electric al cuptoarelor de mare putere de prelucrare termică a minereurilor, p. 34

— Elaborarea tehnologiei de încălzire la laminarea semifabricatelor din aliaj HN43BMTlu, p. 37

— Stabilizarea profilului transversal şi micşorarea defectelor superficiale ale tablei, p. 41

— Utilizarea la liniile de laminare la rece a cilindrilor de lucru cu diametre diferite, p. 45

— Fabricarea profilelor economice noi pe laminorul semicontinuu 250, p. 48

— Cilindri cu două straturi turnaţi centrifugal pentru laminoarele continue de benzi late, p. 51

— Utilizarea de noi materiale anticorosive la conservarea tablei llaminate, p. 52

— Particularităţile laminării fără emulsie a ţevilor pe liniile de laminare la rece, utilizînd lubrifianţi cu sare, p. 53

— Aplicarea pe ţevi a acoperirilor din aliaje de zinc cu aluminiu, p. 54

— Influenţa îmbătrînirii de deformare asupra degradării la oboseală a sîrmei pentru cablu, p. 57

— Conductibilitatea termică echivalentă a pachetelor de bare la încălzirea în atmosfera de protecţie, p. 60

— Proprietăţile şinelor prelucrate termic din semifabricate turnate continuu din oţel eutectoid, p. 63

— Influenţa regimurilor de răcire în două etape asupra caracteristicilor sîrmei carbon, p. 66

— Tablă subţire din oţel rezistent la coroziune fără nichel 04H19AFT, p. 69

— Funcţionarea ţevilor de radiaţie în formă de W cu gaze de cocserie şi de furnal, p. 70

— Direcţiile principale ale îmbunătăţirii oţelurilor electrotehnice, p. 73

— Stabilirea normelor de amortizare ţinînd seamă de dinamica preţurilor utilajelor, p. 80

— Utilizarea catalizatorilor uzaţi la elaborarea oţelului, p. 83

— Progresul tehnico-ştiinţific în protecţia mediului înconjurător, în siderurgia din C.S.I., p. 84

— Direcţiile de bază ale protecţiei bazinelor de apă în întreprinderile metalurgice, p. 87

— Situaţia şi perspectivele neutralizării şi reutilizării produselor rezultate de la epurarea apei şi gazelor, p. 89

— Suprimarea emanaţiilor de praf la scurgerea fontei din furnal în oală, p. 90

CERCETĂRI PRIVIND CARACTERIZAREA COMPORTĂRII ÎN EXPLOATARE A OȚELULUI 90MoVCr180

Conf. dr. ing. Georgeta Coșmeleață
Conf. dr. ing. M. Marin
Ing. Brândușa Ghiban
Universitatea „Politehnica" București

C.Z. : 669.14

Luînd în considerare domeniile de utilizare (scule pentru prelucrări la rece, piese supuse la uzură în mediu corosiv, utilaje tehnologice în industriile minieră și petrolieră etc.) și solicitările la care sînt supuse piesele fabricate din oțelul 90MoVCr180, principalele proprietăți ale acestui oțel sînt : rezistență la uzură, duritate, tenacitate, stabilitate la cald, stabilitate dimensională, călibilitate mare, susceptibilitate mică la fisurare și decarburare, prelucrabilitate bună prin așchiere.

În ceea ce privește compoziția, oțelul folosit este destul de complex ; relațiile de echilibru pe secțiunile verticale ale sistemului ternar Cr—Fe—C, duse prin punctul Cr=12% și 19% (fig. 1 și 2), arată că face parte din clasa oțelurilor ledeburitice, putînd prezenta în stare recoaptă rețea de carburi.

În cadrul acestei lucrări cercetările experimentale au evidențiat prin determinări următoarele : punctele de transformare în stare solidă,

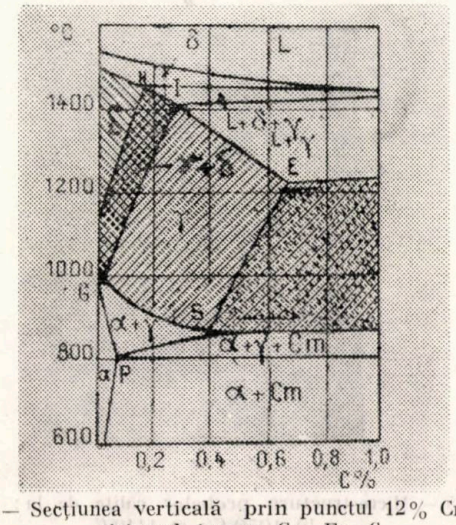


Fig. 1 — Secțiunea verticală prin punctul 12% Cr pentru sistemul ternar Cr—Fe—C

Fig. 1 — Vertical section through 12% point for Cr—Fe—C ternary system

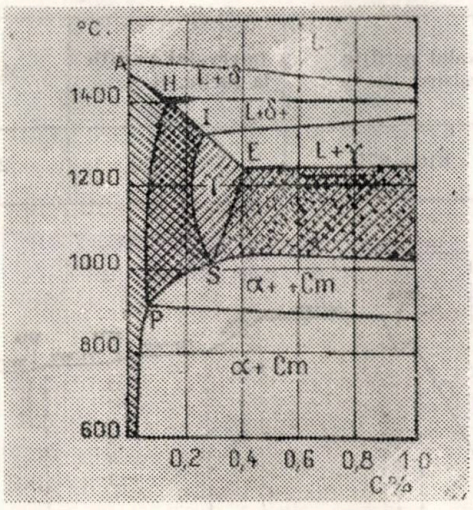


Fig. 2 — Secțiunea verticală prin punctul 18% Cr pentru sistemul ternar Cr—Fe—C

Fig. 1 — Vertical section through 18% Cr point for Cr—Fe—C ternary system

caracterizarea oțelului după recoacere, caracterizarea oțelului privind comportarea la tratamentul termic de călire și revenire, călibilitate, stabilitate dimensională.

Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Compoziția chimică a șarjei din care s-au prelevat probele pentru cercetările experimentale este prezentată în tabelul 1.

Punctele critice de transformare în stare solidă au fost determinate cu ajutorul dilatometrului diferențial Leitz. Pentru intervalul perlitic la încălzire, viteza de încălzire a fost de 2—3°C/min, iar la răcire, pentru intervalul perlitic și bainitic și temperatura M_s, s-au folosit viteze diferite. Rezultatele obținute sînt redate în tabelul 2, din care rezultă că intervalul perlitic la răcire este de 785—730°C, iar temperatura punctului M_s este de 230°C.

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului 90MoVCr180

Table 1

90MoVCr 180 steel chemical compesition

Compoziția chimică, %									
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V
0,90	0,68	0,71	0,013	0,028	17,57	0,25	0,17	1,1	0,95

Tabelul 2

Temperaturile de transformare în stare solidă

Table 2

Solid state transformation temperatures

Intervalul perlitic la încălzire, °C	Intervalul perlitic la răcire, °C	M_S °C
810—875	785—730	230

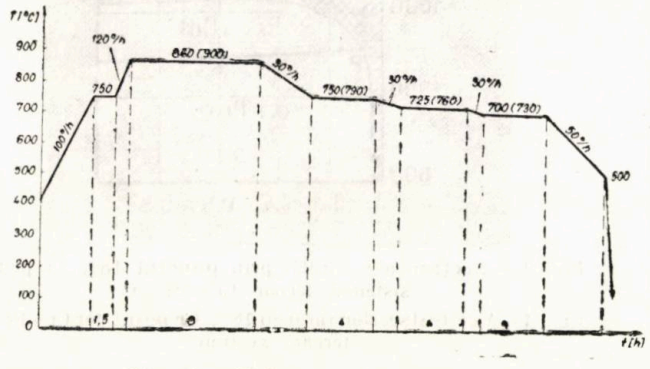


Fig. 3 — Ciclograma de recoacere
Fig. 3 — Annealing cyclogram

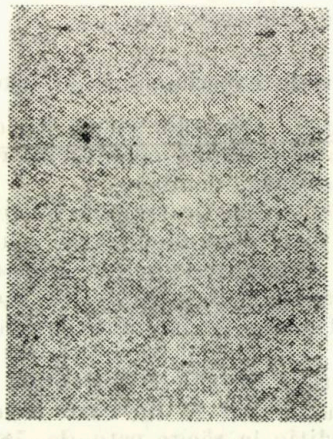


Fig. 4 — Microstructura probelor recoapte la 860°C
Fig. 4 — Microstructure of samples annealed at 860°C

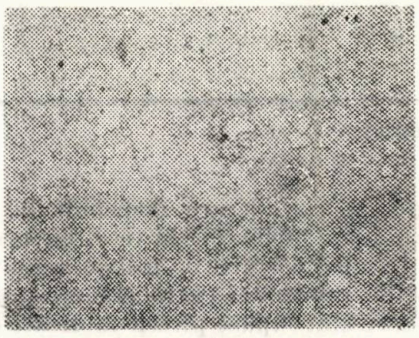
Tabelul 3

Variația durității HRC cu temperatura de încălzire

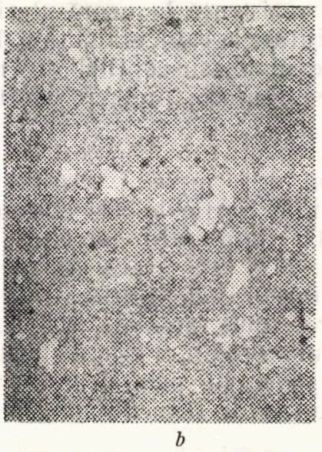
Table 3

HRC hord ness variation with heating temperature

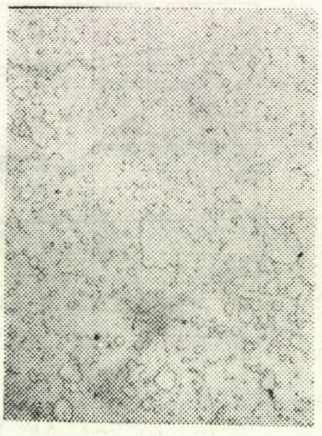
Temperatura, °C	960	990	1020	1050	1080	1110
Duritatea, HRC	54,0	57,5	58,0	61,0	60,0	58,2



a



b



c

Fig. 5 — Microstructura probelor călite de la: a) 990°C; b) 1050°C; c) 1110°C
Fig. 5 — Microstructure of quenched samples from: a) 990°C; b) 10 0°C; c) 1110°C

Aprecierea călibilității oțelului după forjare și recoacere s-a făcut pe probe din bare forjate și recoapte, conform condițiilor indicate în figura 3. Microstructura pentru toate probele (fig. 4) a fost formată din perlită globulară cu carburi complexe (izolat au fost prezente și carburi primare), carbura predominantă fiind

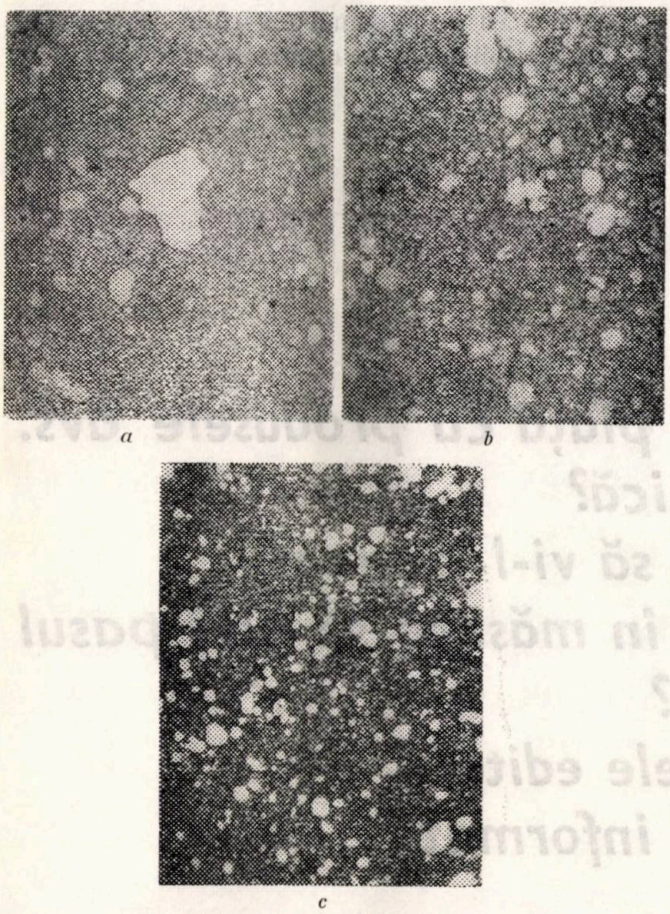
Tabelul 4

Variația durității HRC în funcție de temperatura de revenire

Table 4

HRC hardness variation with tempering temperature

Temperatura °C	100	150	200	300	400	500	550	600
Duritatea, HRC	61	60	58	57,9	57,5	56,5	47,5	42



a *b*

c

Fig. 6 — Microstructura probelor călite de la 1050°C și revenite la: a) 150°C; b) 400°C; c) 600°C

Fig. 6. — Microstructure of sampfes quenched from 1500°C and tempered at 150°C (a), 400°C (b), 600°C (c)

$(FeCr)_{23}C_6$. Durităţile de 200—210 HB se încadrează în limitele prescrise de STAS 115283—80 pentru această clasă de oțeluri, după tratamentul termic de recoacere.

Variația durității HRC în funcție de condițiile de călire (temperaturile de austenitizare: 960, 990, 1020, 1080 și 1110°C) este prezentată în tabelul 3, din care rezultă că temperatura optimă de călire este de 1050°C.

În micrografiile din figura 5, a, b, c sînt prezentate structurile obținute pe probe călite în ulei de la diferite temperaturi, din care rezultă că prin călire la 1050°C se obține proporția cea mai redusă de austenită reziduală.

În ceea ce privește posibilitatea de călire a acestor oțeluri, diagrama din figura 3 arată că domeniul γ a rămas destul de larg, oțelurile păstrînd posibilitatea să devină martensitice prin tratamentul termic; se observă însă că, proporțional, cu cît conținutul de crom este mai mare cu atît și carbonul trebuie să fie mai ridicat.

Avînd în vedere cele de mai sus și ținînd seamă că în cazul cromului difuzia în stare solidă este mai lentă și că, deci, carburile de crom se dizolvă mai încet decît cementita simplă, temperatura de călire a acestor oțeluri, pentru a obține o structură complet martensitică de duritate maximă, trebuie să fie de peste 1000°C.

Pentru stabilirea temperaturii și duratei de revenire au fost realizate determinări pe probe călite și menținute timp de 1 și 2h la temperaturi de 100, 150, 200, 300, 350, 400, 500, 550 și 600°C. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 4 și figura 6.

Analizînd rezultatele prezentate în tabelul 4 și figura 5, se vede că în cazul acestui oțel se pot obține durități în jur de 61—60 HRC prin călire și revenire timp de o oră la temperaturi de 150—160°C. Creșterea temperaturii de revenire peste 160°C duce la scăderi pronunțate de durități.

Călibilitatea s-a determinat prin metoda călirii frontale (metoda Jominy) conform STAS 4930. Curba de călibilitate este prezentată în figura 7, din care rezultă că adîncimea de călire a oțelului este relativ ridicată.

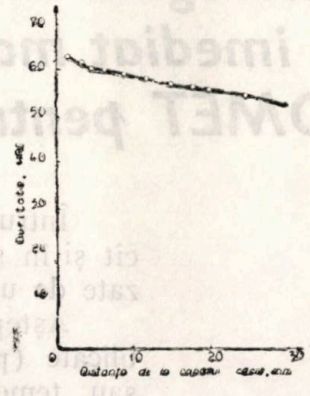


Fig. 7 — Curba de călibilitate

Fig. 7. — Quenchability variation

Tabelul 5

Variații dimensionale medii după călire și revenire

Table 5

Average dimension variation after quenching and tempering

Marca de oțel	Călire de la, °C	Deformații, μm/mm, pentru starea călită și revenită de la, °C			
		150	200	300	400
90MoVCr180	1040, apă	0,16	0,15	0,1	0,05
	1050, apă	0,18	0,16	0,1	0,06

Stabilitatea dimensională a sculelor realizate din aceste oțeluri este o caracteristică deosebită, de care trebuie ținut seamă la execuția și utilizarea sculelor speciale, pentru care limitele tolerate pentru eventualele deformări sînt sub 2μm/mm, față, de exemplu, de dilatarea de circa 5 μm/mm obținută la călirea oțelului de scule cu circa 0,85% C. Deformările care se produc, respectiv stabilitatea dimensională, sînt rezultatul unor procese complexe, care au loc în timpul încălzirii pentru tratamentul termic de călire și revenire.

În tabelul 5 se prezintă influența factorilor principali asupra stabilității dimensionale.

Concluzii

Intervalele de transformare în stare solidă sînt analoage cu cele ale celorlalte oțeluri înalt aliate pentru scule de deformare la rece.

Temperatura optimă de călire este de 1040 — 1050°C.

După călire rămîne o proporție mare de austenită reziduală.

Temperatura optimă de revenire este cuprinsă între 150 și 170°C.

Adîncimea de pătrundere a călirii este mare.

Susceptibilitatea la deformare este mică.

Puteți să vă lansați pe o piață cu produsele dvs. fără o informare temeinică?
Este un risc și nu e bine să vi-l asumați!
Este întreprinderea dvs. în măsură să țină pasul cu tehnologiile moderne?
Cereți imediat materialele editate de CIDMET pentru a fi informat!

Întrucît revista Metalurgia are o largă difuzare atît în țară cît și în străinătate, puteți efectua publicitatea produselor realizate de unitatea dvs.

Așteptăm din partea dvs. articole și studii pentru a fi publicate (putem consacra un număr întreg unei firme, institut sau teme) pe adresa: SIDEROM-CIDMET, str. Mendeleev nr. 21-25, cod 70168, tel. 659.49.90, București.

TRATAMENTUL TERMIC AL ALIAJELOR TIP Al-Si DESTINATE CONFECȚIONĂRII PISTOANELOR

Dr. Ing. Simona Zamfir
Ing. Alexandra Dobre
Dr. Ing. R. Șaban
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 621.785

Într-un articol anterior au fost prezentate rezultate și concluzii ale cercetărilor privind stabilitatea caracteristicilor fizice (coeficient de dilatare, conductibilitate termică, modul de elasticitate) pentru cîteva aliaje din grupa Al-Si cu adaosuri de Ni, Si, Cu și Mg, de compoziții chimice diferite.

Obținerea unui ansamblu optim al caracteristicilor mecanice și fizice ale acestor aliaje impune aplicarea unor tratamente termice ale căror rezultate vor fi prezentate în lucrarea de față.

Studiile s-au efectuat pe șarje elaborate în Întreprinderea Faur București și pe o șarjă elaborată la I.P. Slatina, a căror compoziție este prezentată în tabelul 1.

Stabilirea parametrilor termici și temporali ai tratamentului termic (călire de punere în soluție și îmbătrînire artificială) s-a făcut utilizînd date teoretice (diagrame de echilibru și valori ale punctelor critice), precum și efectuînd unele operații de tratament termic experimental în intervalul de temperaturi 510—520°C cu durata de menținere de 1, 2, 4 și 6h.

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajelor AlSiCuMgNi

Table 1

Al Si Cu Mg Ni alloy analysis

Șarja	Elementele de aliere, %						Observații
	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	
I	1,58	1,1	0,81	0,5	0,62	0,6	Mn mai mult
II	11,57	1,8	0,92	1,02	1,11	0,27	Fe mai mult
III	12,10	1,2	1,00	0,92	0,58	0,24	

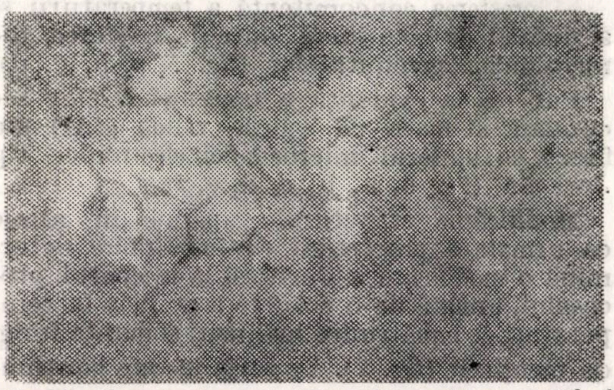


Fig. 1 — Microstructura aliajului III după tratamentul de călire de punere în soluție la 520°C/4h/apă caldă (X300)

Fig. 1. No III alloy microstructure after solution treatment for 4 hrs at 520°C and hot water quencing (× 300)

Probele au fost analizate microscopic, urmărindu-se obținerea structurii cu gradul cel mai ridicat de dizolvare a fazelor intermediare.

Structura considerată ca satisfăcătoare din acest punct de vedere a rezultat după o menținere la temperatura de 520°C timp de 4h, urmată de răcire în apă caldă, prezentată în figura 1, în care se observă fazele α(Al), β(Si), Mg_2Si, Al_3Ni.

Durata încălzirii și a menținerii a fost condiționată și de egalizarea temperaturii în toată masa șarjei.

Pentru aceasta s-au efectuat calcule luînd în considerare un piston cu Ø180 mm confecționat din aliaj ATSi12CuMgNi în cazul încălzirii la temperatura de 520°C.

Ca urmare a dizolvării fazelor secundare în soluția solidă α(Al), are loc o micșorare a durității aliajului.

În figura 2 este prezentată această variație pentru cele trei șarje, în funcție de durata menținerii la temperatura de 520°C. Se observă că o durată de încălzire mai mare de 4 h nu va duce la micșorarea durității, deci nu se mai produc fenomenele de dizolvare.

Aplicarea unei duble călîri a dus la obținerea aceluiași grad de dizolvare a fazelor, deci obținerea acelorași valori pentru duritate.

Stabilirea parametrilor optimi ai tratamentului de îmbătrînire s-a făcut prin experimentarea tratamentului la temperaturi de 175, 200, 220°C, cu timpi de menținere de 30 min, 1h, 3h și 6h.

Analiza metalografică a relevat următoarele aspecte :

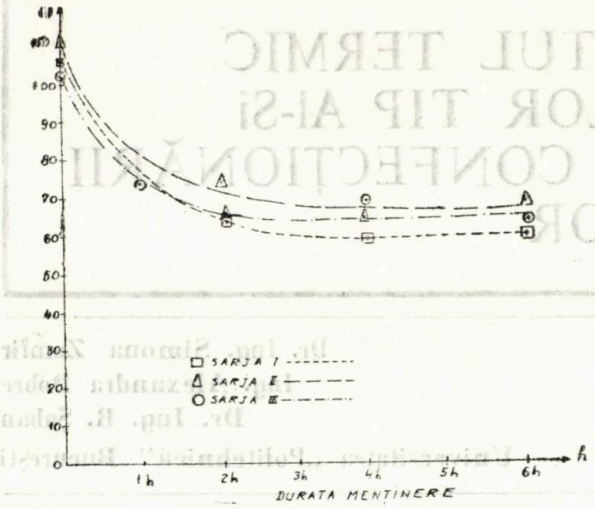


Fig. 2 — Variația durității probelor călite de la temperatura de 520°C, în funcție de durata de menținere pentru cele trei șarje

Fig. 2. Hardness variation for samples quenched from 520°C, depending on hold temperature for the three melts

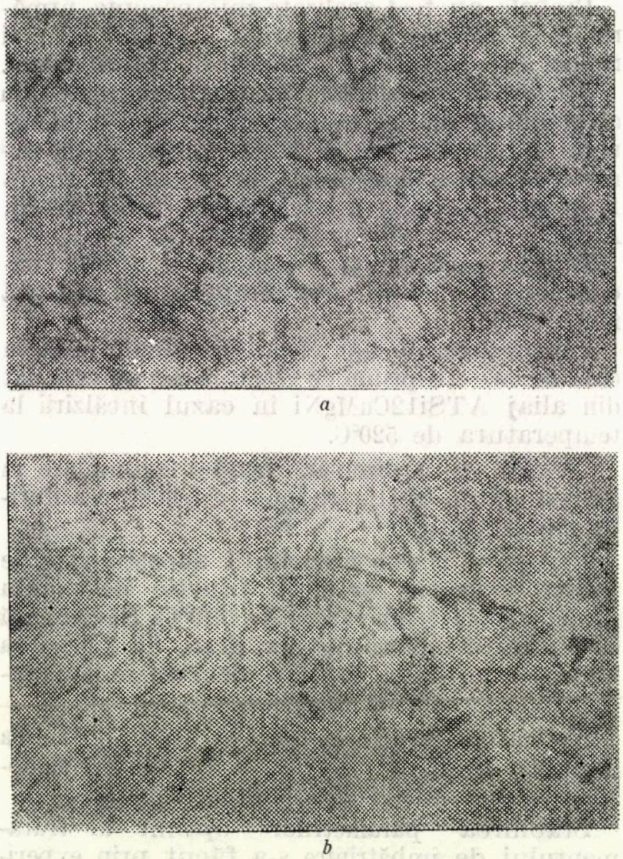


Fig. 3 — Microstructuri ale probelor din șarjele III, a și III, b, călite de la 520°C/4 h/apă caldă și revenite la temperatura de 175°C/1h/aer

Fig. 3. The microstructure of No III-a and III-b alloys after quenching from 520°C in hot water and tempering 1 h at 175°C and air cooling

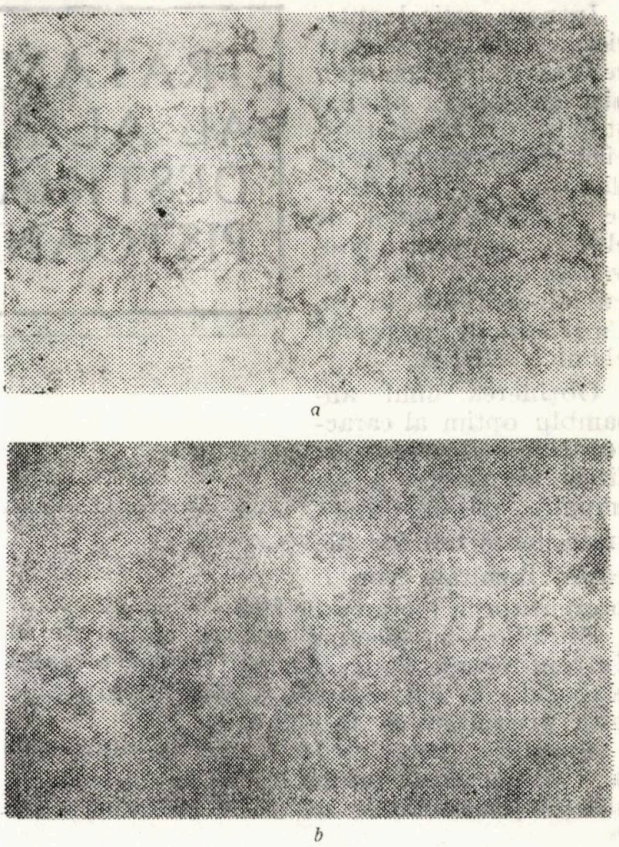


Fig. 4 — Microstructuri ale probelor din șarja III, călite la 520°C/4h/apă și revenite la 175°C/3h/aer (a); 200°C/3h/aer(b)

Fig. 4. No III alloy microstructure after 4 hrs at 520°C and water quenching and 3 hrs tempering at 175°C and air cooling (a); 3 hrs tempering at 200°C and air cooling (b)

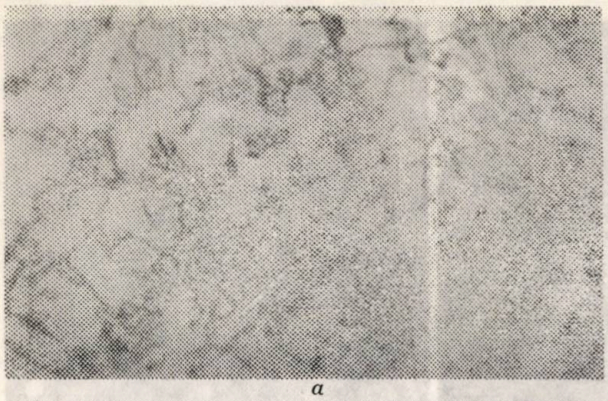
— compoziția chimică a aliajului a influențat fenomenele de precipitare care au loc, ele fiind cu atît mai intense cu cît Fe se găsește în aliaj în proporție mai mică (fig. 3);

— creșterea temperaturii de tratament a intensificat fenomenele de precipitare, determinînd apariția acestora la durate mai mici de menținere (fig. 4);

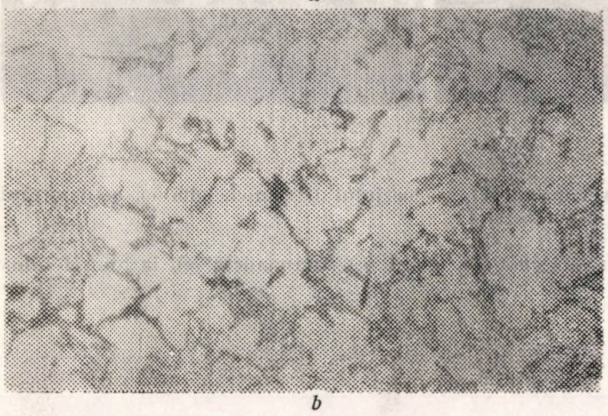
— creșterea concomitentă a temperaturii și a duratei de menținere duce la creșterea dimensiunilor precipitatelor (fig. 5, a, b, c, d).

Punerea în evidență a prezenței fazelor secundare în masa de soluție solidă α(Al) s-a făcut cu ajutorul microsondei electronice tip Jeol 5A (fig. 6, a, b, c, d, e, f).

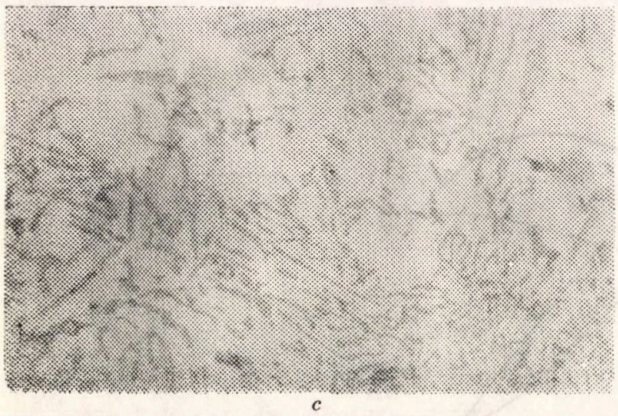
Modificările structurale apărute în aliaje ca urmare a procesului de îmbătrînire determină o modificare a durității la începutul procesului, urmată de o scădere a acesteia la temperaturi de îmbătrînire mai mari și durate lungi de menținere (fig. 7). În șarja în care conținutul de Fe a fost depășit, se constată o durificare ceva mai pronunțată. În vederea obținerii valorilor impuse pentru încercările mecanice și



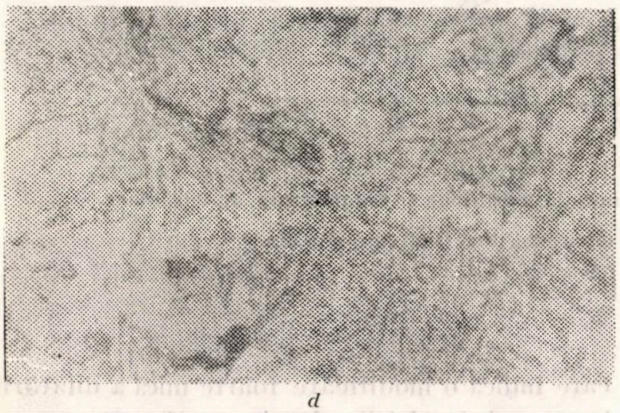
a



b



c



d

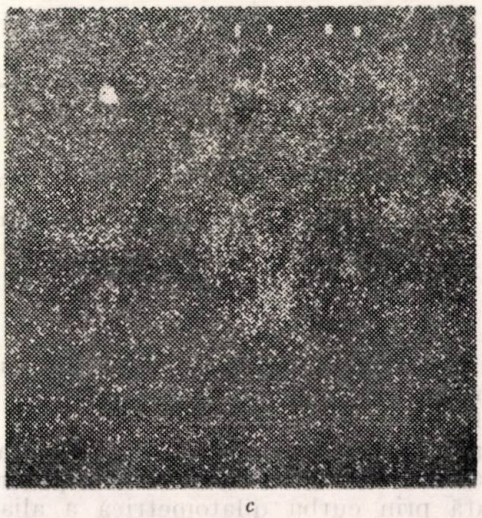
Fig. 5 — Microstructuri ale probelor din șarja II, călite la 520°C/4h/apă și îmbătrînite de la 175°C/30'/aer (a); 175°C/3h/aer (b); 200°C/30'/aer (c); 200°C/3h/aer (d)

Fig. 5. No II alloy microstructure after ageing: (a) 175°C/30'/air; (b) 175°C/3/hrs/air; (c) 200°C/30'/air; (d) 200°C/3hrs/air.

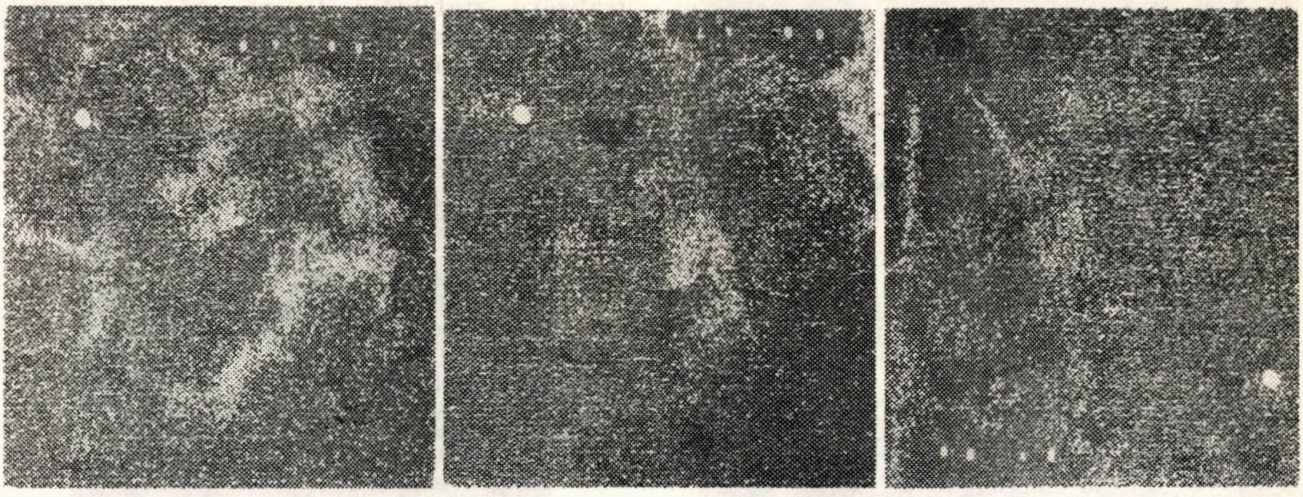
realizării stabilității dimensionale și termice, pe baza determinărilor experimentale s-a considerat ca fiind optim următorul tratament termic: călire de punere în soluție la 520°C

a

b



c



d *e* *f*

Fig. 6 — Imaginea de compoziţie (a) şi distribuţie a siliciului (b), cuprului (c), magneziului (d), nichelului (e), manganului (g) pentru aliajul III din tabelul 1

Fig. 6. Composition (a) and distribution of silicon (b), copper (c), magnesium (d), nickel (e), manganese (g), in No III alloy (table 1)

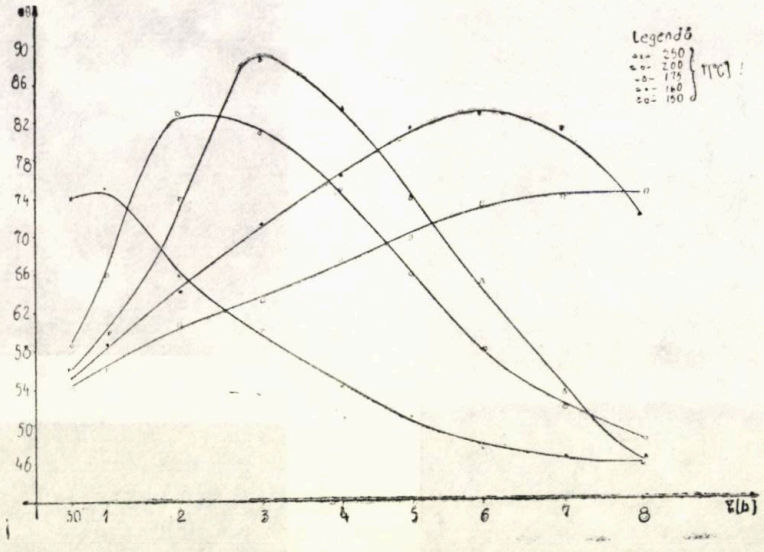


Fig. 7— Variaţia durităţii în funcţie de durata de menţinere la îmbătrînire şi temperatura de îmbătrînire

Fig. 7. Hardness variation depending on ageing time and temperature

cu menţinere 4h şi răcire în apă caldă, urmată de îmbătrînire la temperatura de 175°C, timp de 3 h, cu răcire în aer.

Prin ciclul de tratament termic aplicat s-a realizat o stabilitate dimensională a produsului relevată prin curba dilatometrică a aliajului, care indică o modificare foarte mică a dilatării în cursul încălzirii ulterioare (fig. 8).

Relevarea stabilităţii termice a produsului tratat s-a făcut prin determinarea variaţiei durităţii la diverse temperaturi (fig. 9, a, b).

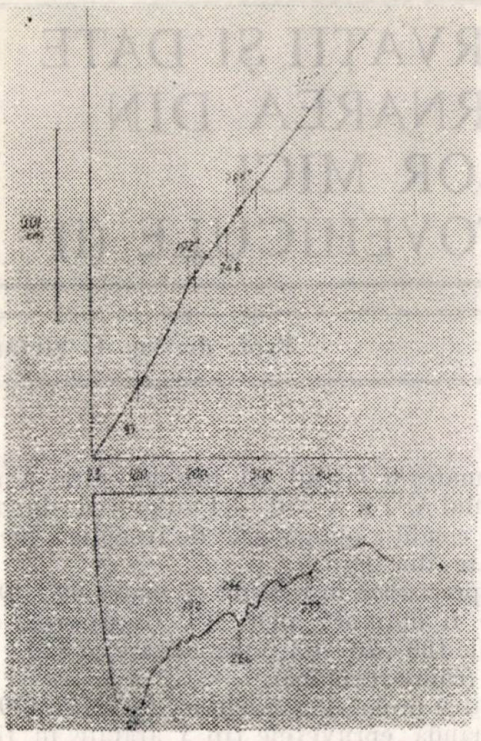
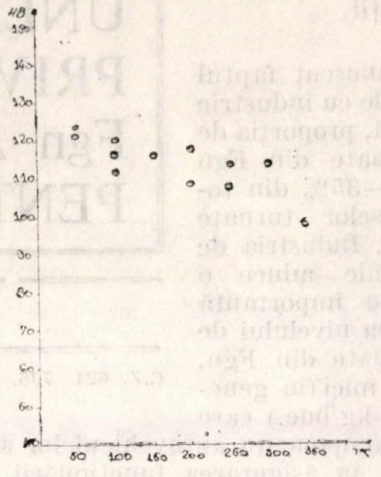
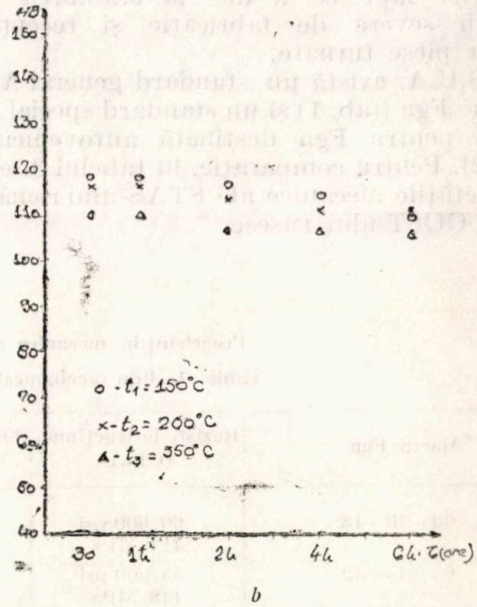


Fig. 8 — Curba dilatometrică a aliajului III tratat termic 520°C/4h/apă caldă, îmbătrînit la 175°C/3h/aer

Fig. 8. Thermal expansion of No III alloy after 5 hrs at 520°C and hot water quenching, aged 3 hrs at 175°C and air cooling



a



b

Fig. 9 — Variația durității aliajelor II (a) și (III) b), în funcție de temperatură și durata de menținere

Fig. 9. Hardness variation of No II a and No III b alloy dependng on hold time and temperature

Revista revistelor

GIESSEREI Germania, 1993, nr. 1

— Turnătorii de fontă, oțel și maleabile-octombrie 1992; depresiunea de Crăciun se resimte încă din octombrie, p. 1

— Indicatori cu justificare practică pentru aprecierea economică a programelor integrate pentru calculator din turnătorii, p. 4

— Construcția unei noi turnătorii de aluminiu în nisip, avîndu-se în vedere și modificările de profil, p. 9

— Conferință jubiliară la Institutul de Turnătorie de la Bergakademie, Freiberg, cu ocazia celei de-a 50-a aniversări, p. 18

— Fonta maleabilă — sinteză bibliografică anuală, p. 23 p. 23

GIESSEREI, Germania, 1993, nr. 2

— Strategii actuale privind utilizarea materialelor în industria de automobile, cu luarea în considerare a problemelor de reciclare, p. 37

— Cercetări asupra procedeului de tăiere cu oxigen „arc-aer" pentru netezirea suprafețelor de tăiere; pregătirea aplicării unui telemanipulator, p. 42

— Aplicabilitatea tehnologiei de turnare cu modele gazificabile, pentru fabricarea în serie a pieselor din fontă, p. 46

— Turnarea metalelor neferoase grele — sinteză bibliografică anuală (30), p. 51

Standarde și prescripții

UNELE OBSERVAȚII ȘI DATE PRIVIND TURNAREA DIN Fgn A PIESELOR MICI PENTRU AUTOVEHICULE (I)

Prof. dr. ing. C. Ștefănescu

C.Z. 621. 746. 01

Este cunoscut faptul că, în țările cu industrie dezvoltată, proporția de piese turnate din Fgn atinge 30—35% din totalul pieselor turnate din fontă. Industria de autovehicule aduce o contribuție importantă la creșterea nivelului de piese turnate din Fgn.

Piesele mici (în general sub 1 kg/buc.) care intră în componența autovehiculelor au un rol important în asigurarea funcționării îndelungate a acestora, determinînd durata lor de garanție, fapt ce a dus la stabilirea unor condiții severe de fabricație și recepție a acestor piese turnate.

În S.U.A. există un standard general ASTM pentru Fgn (tab. 1) și un standard special SAE J 434 pentru Fgn destinată autovehiculelor (tab. 2). Pentru comparație, în tabelul 3 se dau proprietățile mecanice ale STAS-ului românesc și ale GOST-ului rusesc.

Remarcăm faptul că ultima ediție a standardului ASTM A 536—84 nu prevede duritatea drept condiție obligatorie de recepție a pieselor turnate din Fgn.

Se precizează în schimb că marca 60—40—18 poate fi obținută prin TT (recoacere), ca și mărcile 100—70—03 (normalizare) și 120—90—02 (călire-revenire).

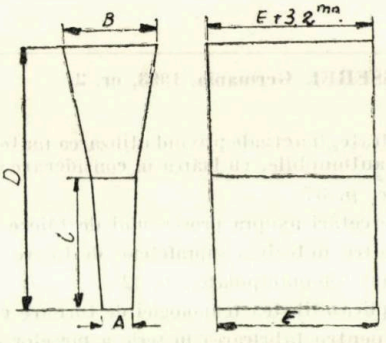
Pentru proba de tracțiune, ASTM A 439—89 recomandă epruvetele tip Y arătate în figura 1, avînd dimensiunile menționate în tabelul figurii.

Tabelul 1

Proprietățile mecanice ale Fgn după ASTM A 536—84 (S.U.A.)

Table. 1. Fgn mechanical properties, according to ASTM A 536—84

Marca Fgn	Rezist. la tracțiune, (min.)	Limita de curgere, $R_{p0,2}$, (min.)	Alungirea, % (min.)	Observații
60—40—18	60.000 psi 414 MPa	40.000 psi 276 MPa	18	Compoziția chimică este subordonată proprietăților mecanice; totuși, conținutul unor elemente poate fi specificat prin înțelegere prealabilă
65—45—12	65.000 psi 448 MPa	45.000 psi 310 MPa	12	
80—55—06	80.000 psi 552 MPa	55.000 psi 379 MPa	6	
100—70—03	100.000 psi 689 MPa	70.000 psi 483 MPa	3	
120—90—02	120.000 psi 627 MPa	90.000 psi 621 MPa	2	



Dimensiuni	Grosimea de perete a piesei, mm		
	≤ 13	13 - 38	≥ 38
A	13	25	75
B	40	54	125
C	50	75	100
D	100	150	200
E	175	175	175

Fig. 1 — Epruvete tip Y ASTM pentru încercarea la tracțiune
Fig. 1. ASTM Y-type test piece for tensile tests

Tabelul 2

Proprietăţile mecanice tipice pentru Fgn după SAE J 434 (iun. '86)

Table 2

Typical Fgn properties, according to SAEJ 434/June 86

Marca Fgn	Rezist. la tracţiune (min.)	Limita de curgere, $R_{p0,2}$ (min.)	Alungire, % (min.)	Modulul de elasticitate 10 psi(GPa)	Duritatea (limite**)	Structura
D 40.18	60.000 psi 414 MPa	40.000 psi 276 MPa	18	22 (152)	170 HB max. (4,6BID min)	Feritică
D 45.12	65.000 psi 448 MPa	45.000 psi 310 MPa	12	22 (152)	156—217 HB (4,8—4,1BID)	Feritoperlitică
D 55.06	80.000 psi 552 MPa	55.000 psi 379 MPa	6	22 (152)	187—235 HB (4,4—3,8BID)	Perlitoferitică
D 70.03	100.000 psi 689 MPa	70.000 psi 483 MPa	3	22 (152)	241—302 HB (3,9—3,5BID)	Perlitică
DGKT	Proprietăţile mecanice variază o dată cu condiţiile de călire şi revenire			22 (152)	Limitele de duritate la înţelegere	Martensitică

*) Aceste proprietăţi se obţin pe epruvete turnate separat şi pot varia în secţiunile (pereţii) pieselor în funcţie de compoziţia chimică şi viteza de răcire.

**) BID este diametrul amprentei Brinell în mm, obţinut cu o bilă de 10 mm la o sarcină de 3000 kg.

Examinînd standardul special SAE J 434-iunie, 1986, utilizat la turnarea din Fgn a pieselor turnate pentru autovehicule, se observă :

— obligativitatea încadrării în limite de duritate precise ;

— necesitatea controlului modulului de elasticitate ;

— indicarea structurii (masa metalică de bază).

Standardul românesc STAS 6071—75 şi cel rusesc GOST 7293—70, aşa cum se poate vedea în tabelul 3, prezintă două mărci care se obţin prin călire izotermă plus revenire (Fgn 1000—4 şi Fgn 1200—4), avînd structură bainitică.

În turnătoriile americane aceste mărci sînt denumite „austempering cast iron" şi fac obiectul unor specificaţii speciale : Fgn 1035, Fgn 1205 şi Fgn 1380 MPa.

Mărcile Fgn 370—17 şi Fgn 420—12 (tab. 3) se vor obţine prin tratament de recoacere, iar mărcile Fgn 600—2, Fgn 700—3 şi Fgn 800—3 prin tratament de normalizare.

În turnătoriile de serie americane pentru piese mici de autovehicule, toate mărcile, cu excepţia mărcii DQRT, se cer a fi obţinute fără tratamente termice, din motive economice.

Proprietăţile mecanice se controlează direct pe piesele turnate în stare brută. Tratamentele

Tabelul 3

Proprietăţile mecanice ale Fgn după STAS şi GOST

Table 3.

Fgn mechanical properties according to STAS and GOST

Marca fontei		Rezistenţa la tracţiune N/mm², min (MPa)	Limita de curgere $R_{p0,2}$, N/mm² (min.)	Alungirea, % (min.)
STAS 6071—75	Fgn 370—17	370	230	17
	Fgn 420—12	420	250	12
	Fgn 450—5	450	320	5
	Fgn 500—7	500	350	7
	Fgn 600—2	600	400	2
	Fgn 700—2	700	450	2
	Fgn 800—3	800	500	3
GOST 7293—70	Fgn 1000—4	1000	700	4
	Fgn 1200—4	1200	900	4

termice pot fi aplicate numai cu scop de corectare (eliminarea de carburi libere sau creşterea durităţii în anumite zone ale pieselor).

Dacă se studiază diagramele lui I.C.H. Hughes de la BCIRA care prezintă corelaţia dintre valorile specifice minime ale rezistenţelor la tracţiune şi alungire, reprezentînd valorile limită acoperite de standardele ISO, ASTM

și SAE (fig. 2,a), și, în mod similar, corelația dintre rezistența la tracțiune și duritate (fig. 2, b), se va observa imediat prezența unor cîmpuri de valori care pot produce aspecte echivoce și nepotriviri în interpretarea rezultatelor probelor fizice pe epruvetele standard.

6—7%, corespunde o duritate maximă de cca 235 HB, față de specificația SAE J 434, care admite o duritate limită superioară de 225HB (tab. 2). În mod similar, la aceeași marcă de Fgn apar nepotriviri între limitele superioare ale rezistenței la tracțiune — cca 700 MPa —

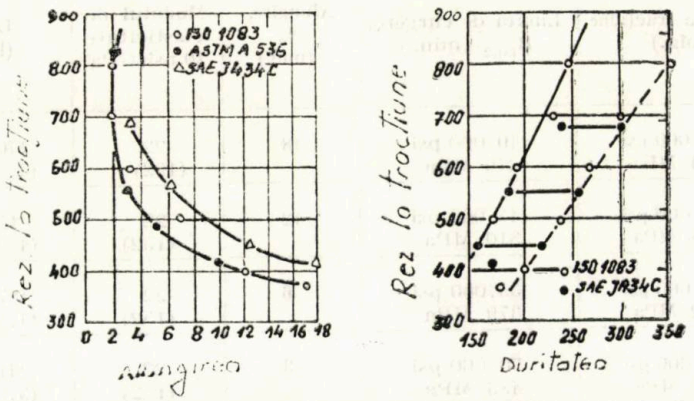


Fig. 2 — Rezistența la tracțiune în corelație cu alungirea (a). Rezistența la tracțiune în corelație cu duritatea HB (b)

Fig. 2. Tensile strength depending on elongation (a); tensile strength depending on HB hardness (b)

Același autor arată (fig. 3) configurația cîmpurilor tipice de valori realizabile pentru rezistențele la tracțiune și alungiri în corelație cu durităților Fgn, în actualele condiții de producție.

Privind figura 3 se poate observa, spre exemplu, că la marca 80—55—06, la alungiri de

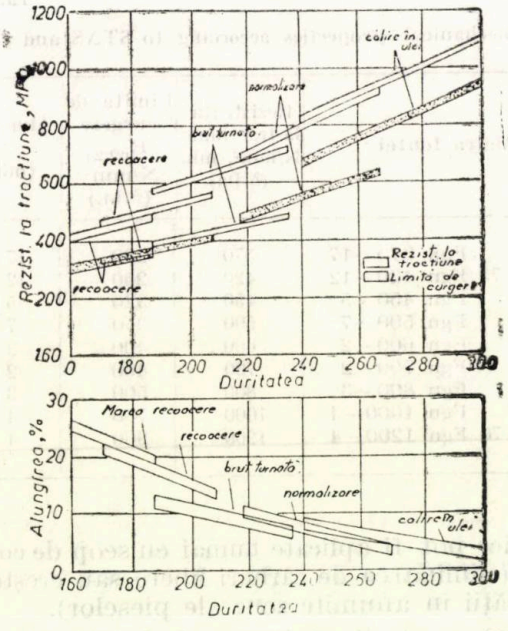


Fig. 3 — Rezistența la tracțiune și alungirea în corelație cu puritatea la Fgn

Fig. 3. Tensile strength and elongation depending on Fgn hardness

și duritatea maximă de 235 HB (fig. 3) față de limitele prevăzute de SAE în tabelul 2, unde la aceste valori ale rezistenței se atinge limita mărcii 100—70—03. Deci, interferența de valori în practica industrială și în cîmpurile standardelor pune probleme în interpretarea și calificarea mărcilor de Fgn obținute pe epruvete tip Y.

Această situație a fost confirmată de aspectul zonelor de împrăștiere a valorilor limită menționate, înregistrate statistic pentru un număr mare de turnătorii, ceea ce a determinat întreprinderile beneficiare de piese turnate mici să recurgă la prescripții proprii pentru fiecare reper în parte, luînd în considerare condițiile specifice de lucru ale acestuia.

Cîteva exemple din practica industrială americană vor ilustra elocvent aceste aserțiuni. Astfel :

— Reperul schițat în figura 4, folosit de Caterpillar, se cere a fi executat după specificația clientului IE 356, care prevede : $\sigma_r \geqslant 415$ MPa ; $\sigma_{0,2} \geqslant 275$ MPa ; $A > 7\%$; duritatea HB = 156—217 ; structura feritoperlitică să aibă maximum 15% ferită, precizînd că marca din specificația proprie poate fi echivalentă cu marca ASTM A 536 sau SAE J 434, față de care se observă că sînt deosebiri remarcabile. ASTM nu prescrie duritatea, iar SAE J 434 prescrie valori superioare ale σ_r, $\sigma_{0,2}$ și A.

— Reperul schițat în figura 5, folosit de Chrysler, se cere a fi executat după specificația clientului MS 3996-A, care prevede : $\sigma_r \geqslant 550$ MPA ; $\sigma_{0,2} \geqslant 380$ MPa ; $A \geqslant 6\%$; modulul

de elasticitate ≥145.000 MPa; duritatea 217—269 HB; grafitul-min. 80% tip I și II; cementita liberă-sub 3% și uniform distribuită, cu asigurarea unei bune prelucrabilități mecanice; masa metalică de bază: perlită lamelară (ferita liberă va fi admisă în măsura în care va permite obținerea proprietăților mecanice dorite).

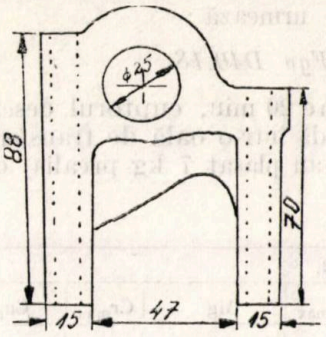


Fig. 4

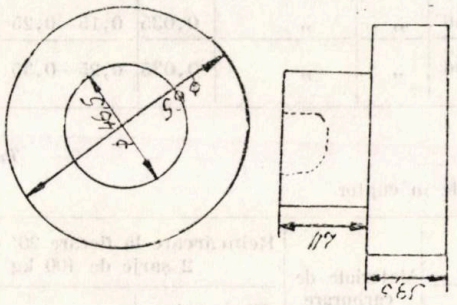


Fig. 5

Deosebirile față de standardul SAE J 434 sînt:

— duritatea cu un cîmp mai îngust și mai ridicat, ceea ce la turnarea pieselor cu pereți subțiri (<10 mm) devine o condiție foarte grea, dar realizabilă, la starea brută de turnare a piesei;

— modulul de elasticitate mai scăzut;

— precizarea condițiilor de structură.

Reperul denumit „arm-valve-rocker" (culbutor) executat pentru firma Ford trebuie să se încadreze în specificația acesteia M 1 A 121 A, care prevede:

$\sigma_r \geq 414$ MPa; $\sigma_{0,2} \geq 310$ MPa; $A \geq 8\%$ și o duritate de 148—187 HB; deosebirile față de standardul SAE J 434 se referă la limita de curgere, alungirea (mai mică) și duritatea (între două mărci); lipsa de corelație este evidentă dar piesele trebuie livrate după această normă.

Din exemplele de mai sus se trage o primă concluzie: piesele mici din Fgn pentru fabricarea autovehiculelor se produc în turnătorii după specificația beneficiarului, care precizează în final condițiile esențiale de admitere sau respingere a lotului de piese prezentate la recepție.

A doua concluzie importantă este considerarea durității și a structurii ca factori hotărîtori pentru acceptarea lotului de piese, proprietățile mecanice obținute pe proba de tracțiune avînd un rol informativ, care ilustrează în ce măsură se poate vorbi de o marcă sau alta a Fgn.

În ceea ce privește recepția propriu-zisă a lotului prezentat la control, în funcție de mărimea lotului se iau la întîmplare 25—50 de piese care se verifică din punct de vedere al durității și structurii. Dacă o singură piesă nu corespunde prescripției, întregul lot se respinge, eventual pentru a fi supus unei operații de TT de corectare, dacă este cazul.

Pentru ca turnătoria care produce piese din Fgn să fie sigură că lotul (compus de obicei din cîteva mii de piese) este corespunzător, se efectuează un control foarte riguros.

Astfel, la o linie de formare-turnare tip DISAMATIC-2032, care produce cca 2000 forme într-un schimb, se folosesc la turnare oale tip ceainic de 200—3000 kg capacitate.

Dintr-o oală se toarnă un număr de 25—30 forme, în funcție de greutatea pieselor din formă.

La o distanță de cca 4 m de locul de turnare, în direcția dezbătătorului, este plasat un post de control în care se prelevează o piesă din lanțul de forme turnate dintr-o oală; piesa extrasă este răcită în aer, apoi în apă, se ajustează pe o bandă abrazivă și i se măsoară duritatea; dacă aceasta corespunde specificației pentru piesa respectivă, se va continua cu prelevarea unei piese din lanțul de forme turnate din oala următoare și așa mai departe.

Dacă, însă, duritatea nu corespunde, toate formele turnate din oala respectivă, după dezbatere, se trec la rebut, eliminîndu-se din fluxul de producție.

În cazul în care duritatea este situată la limita superioară sau inferioară a cîmpului de durități precizat în specificația reperului programat la turnare, din piesa căreia i s-a măsurat duritatea se prelevează imediat o probă metalografică și, în cîteva minute, se verifică structura pentru a se constata natura tendinței de ieșire din cîmpul durităților și a se lua măsuri de stopare a acestei tendințe. Adesea, simultan cu proba metalografică, se solicită o probă pentru analiza spectrală spre a se verifica dacă nu au apărut devieri sensibile în compoziția chimică. În mod normal, controlul compoziției chimice se face din oră în oră, prin analiza spectrală a două probe rotunde turnate în cochilă (una prelevată din cuptor și alta din oala de turnare).

Pentru caracterizarea întregului lot de piese turnate într-un schimb (de obicei un reper) se folosește epruveta Y. Așa cum s-a arătat

mai sus, proprietăţile mecanice obţinute pe aceste epruvete au numai un caracter informativ, deoarece piesele mici au adesea şi grosimi de perete reduse (3—10 mm), care prin viteza de răcire sporită a metalului turnat nu permit o corelare strictă între proprietăţile mecanice ale piesei şi cele ale epruvetei.

Scheme tehnologice de elaborare

În continuare, se va prezenta pe scurt modul de lucru la o turnătorie de serie echipată cu o linie DISAMATIC 2032 deservită de două cuptoare electrice, funcţionînd cu curenţi de inducţie la frecvenţa reţelei (60 Hz) şi avînd nouă tone capacitate fiecare. Prezentarea se va face pe mărci de Fgn.

Pentru cele patru mărci de fonte (Fgn D40.18, Fgn D45.12, Fgn D55.06, Fgn D70.03) se vor avea în vedere următoarele aspecte :

— compoziţia chimică a fontei lichide în cuptor şi compoziţia finală a fontei în oala de turnare vor fi cele prezentate în tabelul 4 ;

— cantităţile de materiale cu care se va face încărcarea cuptorului gol, materialele de adaos (materiale de cărburare, adaos de feromangan şi de cupru) şi de reîncărcare (după topire) sînt inserate în tabelul 5 ;

— la fiecare şarjă de 400 kg se adaugă materialele prevăzute în tabelul 6.

Tratamentul fontei în stare lichidă se face după cum urmează :

Marca Fgn D40.18

La fiecare 20 min, cuptorul descarcă 400 kg fontă lichidă într-o oală de transfer în al cărei buzunar s-au plasat 7 kg prealiaj de Mg (con-

Tabelul 4

Marca	Norma	Elementul, %								
		C	Si	Mn	P_{max}	S_{max}	Mg	Cr_{max}	Cu_{max}	Mo_{max}
Fgn D40.18	SAEJ431+	3,6—3,8	1,25—1,35	0,1—0,2	0,04	0,02	0,001—0,002	0,035	0,15	0,01
Fgn D45.12	„	3,6—3,8	„	0,18—0,28	0,06	„	„	0,10	0,15	„
Fgn D55.06	„	3,45—3,55	„	0,5—0,6	0,06	„	„	0,035	0,15—0,25	„
Fgn D70.03	„	3,45—3,55	„	0,67—0,75	0,06	„	„	0,035	0,25—0,35	„

Tabelul 5

Compoziţia chimică a fontei lichide în cuptor

Marca	Norma	Încărcarea cuptorului gol, kg				Materiale de carburare (99,3% C_{fix}, cenuşă 0,03%), kg	Reîncărcare la fiecare 20′ cu cite 2 şarje de 400 kg		
		Blocuri pornire Fgn D40.18	Fgn recirc. (reţele, maselote, reb.)	Fontă brută Sorel (Hanna)	Oţel deşeuri		Fgn recirc. D40.18 ; D45.12 : D.55.06 ; D70.03	Fontă brută Sorel (Hanna)	Oţel deşeuri
Fgn D40.18	SAE J 434	1500	3000	3500	1000	30	150	200	50
Fgn D45.12	„	1500	3000	3000	2000	50	150	200	50
Fgn D55.06	„	1500	3000	2500	2000	55*	200	100	100
Fgn D70.03	„	1500	3000	2500	2000	50**	150	150	100
		TOTAL 9000 kg				* Se mai adaugă : 23 kg FeMn ; 9 kgCa, ** Se mai adaugă : 28 kg FeMn ; 13 kg Cu.	TOTAL 400 kg		

Tabelul 6

Marca fontei	Adaosul
Fgn D40.18	1,5 kg FeSi standard
Fgn D.45.12	1,25 kg. FeSi stand., 0,5 kgFeMn (77%Mn)
Fgn. D55.06	3 kg mat. de carburare, 1,5 kg FeMn, 0,5 kg Cu
Fgn.D 70.03	2 kg carbură de Si, 2 kg mat. carb ; 2kg FeMn 0,75 kg Cu

ținînd 5,5—6,5% Mg; 0,6—0,8% Ce; 0,8—1,3% Ca; max. 1,2 Al, restul Si) împreună cu 1,25 kg Fe—FSi standard (modificare sistem sandwich).

Fonta modificată în oala de transfer se descarcă succesiv în două oale de turnare de cîte 200 kg capacitate, unde are loc postmodificarea cu 1,25 kg Fe—Si standard.

Se controlează temperatura care nu trebuie să fie sub 1425°C și se începe imediat turnarea care durează pentru ambele oale cca 8 min.

Se are în vedere timpul limită de zece minute pentru turnare, știind că pierderea de Mg după modificarea în oala de transfer este de 0,01—0,002% Mg pe min. Deci, după zece min, se socotește o pierdere de 0,015% Mg și se urmărește ca Mg remanent să fie de minimum 0,03% în fonta turnată în piese.

Cantitatea de 0,94% Fe—Si pentru postmodificare are ca scop, pe lîngă evitarea prezenței cementitei libere în structură, asigurarea unui număr de noduli de grafit între 100 și 300 pe fiecare mm² de secțiune, condiție frecvent impusă de beneficiar prin specificația proprie.

Marca Fgn D45.12

Modificarea se face cu prealiaj de Mg (5,5—6,5% Mg) în proporție de 7 kg, introdus în buzunarul oalei de transfer împreună cu 1,25 kg Fe—Si standard.

Postmodificarea, ca și la marca D 40—18, se va face cu 1,25 kg FeSi standard în oala de turnare de 200 kg capacitate (Fe—Si se adaugă în jetul fontei transferate).

Marca Fgn 55.06

Modificarea cu prealiaj de Mg în proporție de 7 kg intră în buzunarul oalei de transfer împreună cu 1,25 kg Fe—Si standard.

Postmodificarea, ca și la celelalte mărci, se va face cu 1,25 kg Fe Si standard adăugat în oala de turnare (200 kg capacitate).

Marca Fgn 70.03

Modificarea se face cu prealiaj de Mg (5,5—6,5% Mg) în proporție de 7 kg în buzunarul oalei de transfer (400 kg capacitate) introdus împreună cu 1,25 kg Fe—Si standard.

Postmodificarea, ca și la celelalte mărci, se va face cu 1,25 kg Fe—Si standard în oala de turnare (200 kg capacitate).

Se menționează că piesele turnate mici pentru autovehicule, realizate în fonte lichide preparate după aceste tehnologii, corespund mărcilor respective fără tratamente termice, deci în stare brută de turnare, (grosime de peste 5—15 mm).

În cazul unor repere cu totul speciale, cum ar fi de exemplu piesele din figura 6 avînd pereți de 3 mm grosime și care trebuie, în stare brută de turnare, să corespundă Fgn feritic marca D 40—18, se menționează în fișa de turnare a reperului o creștere a conținutului de C și Si față de compoziția chimică recomandată și o menținere a Mg remanent în limite mai strînse (0,030—0,035%).

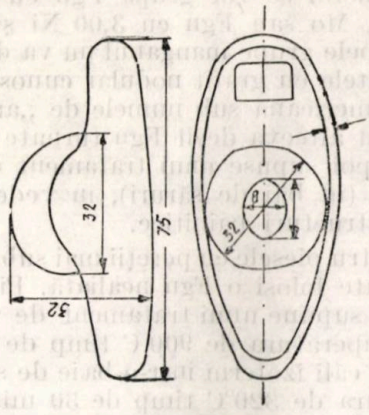


Fig. 6 — Reper: R—850; scara 1:1; marca D 40.18

Tehnologia de elaborare pentru marca Fgn DQ&T după SAE J434 este următoarea:

Această marcă reprezintă grupa de Fgn care, după turnarea în piese, este supusă unui tratament termic de călire-revenire care trebuie să ducă la obținerea unei structuri martensitice.

Duritatea necesară pieselor turnate, după TT, face obiectul unei înțelegeri între producător și consumator.

În mod obișnuit, pentru a obține această marcă, piesa se încălzește între 855 și 925°C, cu o menținere la temperatura de încălzire de la 2 la 4 h sau chiar mai mult dacă este necesară eliminarea completă a cementitei libere; urmează o călire într-o baie de ulei, încălzită la cca 100°C, ceea ce va produce o structură martensitică, după care se va aplica în continuare o revenire la 450—600°C.

Este importantă temperatura de austenitizare care are influență nemijlocită asupra durității obținute după călire-revenire. Figura 7 ilustrează această afirmație, ca prezentînd corelația dintre temperatura de austenitizare și duritate pentru o compoziție chimică dată.

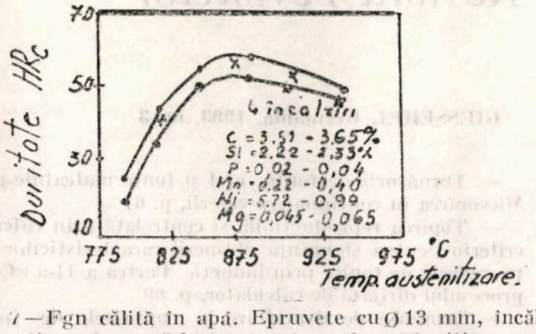


Fig. 7—Fgn călită în apă. Epruvete cu Ø 13 mm, încălzite timp de o oră la temperatura de austenitizare

Fig. 7. Water quenched Fgn 13 mm dia test pieces, hold an hour at the austenitizing temperature

La piesele cu grosimea peretelui mai mare de 15 mm, pentru a se obține rezultate corespunzătoare în procesul de călire-revenire, se vor introduce în compoziția chimică și elemente care măresc călibilitatea ca : Mn, Ni, Cr și Mo. În general se vor grupa Fgn cu 0,10% Cr și 0,40% Mo sau Fgn cu 3,00 Ni și 0,55% Mo; la ambele grupe manganul nu va depăși 0,35%.

Fontele cu grafit nodular cunoscute în practica americană sub numele de „austempering" nu sînt altceva decît Fgn turnate în piese care sînt apoi supuse unui tratament de călire izotermă (în băi de săruri), în vederea obținerii unei structuri bainitice.

Pentru piesele cu pereții mai subțiri de 25 mm se poate folosi o Fgn nealiată. Piesele turnate se vor supune unui tratament de austenitizare la temperatura de 900°C timp de 1—3 h, apoi se vor căli izoterm într-o baie de săruri la temperatura de 320°C timp de 30 min, după care vor fi scoase din baie și lăsate să se răcească la temperatura camerei.

Pentru piesele cu pereții mai groși de 25 mm, se recomandă alierea Fgn (Mg remanent : 0,04—0,05%) cu : Mo 0,3—0,4%; Cu 0,70—0,80% sau Ni 0,35—0,45%, Cu 0,70—0,80% și Mo 0,30—0,40%.

Cu aceste compoziții chimice se pot obține, pe epruvete prelevate din bara de probă (Ø25 sau 45 mm), rezistențe la tracțiune între 1200 și 1300 MPa, limite de curgere între 750 și 850 MPa, alungiri de 2,5—3,5% și durități cuprinse între 345 și 355 HB. Tratamentul recomandat este următorul :

— Încălzire la 900°C cu o menținere de 2 h și răcire încet în cuptor pentru descompunerea eventualelor carburi și pentru omogenizare.

— Austenitizarea la 900°C timp de 2h, urmată de călirea în băi de săruri la 300°C cu o menținere în baie timp de 2 h. Baia de săruri va fi agitată în timpul călirii.

Epruvetele prelevate din pereții pieselor groase (75—80 mm) au arătat : $\sigma_r = 80—900$ MPa ; $\sigma_{0,2} = 500—600$ MPa ; $A = 6—12\%$ și HB = 262—293, la o structură complet bainitică, fără martensită sau perlită.

Este de reținut faptul că obținerea unor proprietăți mecanice, constant superioare, se poate asigura numai printr-un control riguros al fabricației, în care :

— se va prepara o fontă cu grafit nodular de înaltă calitate : piese sănătoase, fără cementită liberă în structura brută de turnare, cu o bună „nodularitate" ($\geq 90\%$) și care au număr mare de noduli de grafit (min. 100 noduli/mm²) ;

— se va urmări evitarea segregației elementelor de aliere ;

— se vor controla riguros timpul și temperatura călirii izoterme și, desigur, timpul și temperatura de austenitizare ;

— se va verifica prezența austenitei stabilizate, ca și cea a perlitei călite izoterm.

Concluzii

În acest articol s-au analizat prescripțiile și standardele pentru mărcile de fontă Fgn destinate turnării pieselor mici pentru autoturisme și tehnologiile de elaborare pentru cinci mărci de fonte, urmînd ca într-un articol viitor să se prezinte următoarele probleme : elementele de tehnologie a turnării (rețele de turnare și alimentare), caracteristicile amestecurilor de formare și defectele pieselor mici pentru autovehicule turnate din Fgn.

Revista revistelor

GIESSEREI, Germania, 1993, nr. 3

— Turnătorii de fontă, oțel și fonte malcabile-nov. 1992. Micșorarea în continuare a cererii, p. 67

— Topirea reproductibilă și controlată prin calculator, un criteriu pentru siguranța obținerii caracteristicilor fontei, la procedeele de topire prin inducție. Partea a II-a : Conducerea procesului dirijată de calculator, p. 69

— Tendințe de dezvoltare la cuptoarele de inducție cu canal, p. 77

— Despre recircularea oțelului și fontei, în special a deșeurilor din industria automobilelor, p. 83

— Repertoriul articolelor publicate în revista Giesserei (1—24) în anul 1992

GIESSEREI, Germania, 1993, nr. 4

— Contribuții asupra influenței Zn și Mg asupra caracteristicilor mecanice și de turnare ale aliajului de turnare sub presiune GD-AlSi9Cu3 (226), p. 95

— Corelații între caracteristicile mecanice ale fontei bainitice cu grafit sferoidal, p. 100

— Tehnica rețelelor de turnare și a maselotelor — sinteză bibliografică anuală, p. 105

STUDII ŞI CERCETĂRI EXPERIMENTALE ASUPRA OŢELULUI CRIOGENIC CU 0,1% C şi 3% Ni TURNAT ÎN PIESE

Dr. ing. D. Bunea
Dr. ing. R. Şaban
Ing. D. Gheorghe
Ing. V. Geantă
Ing. N. Constantin
Ing. M. Brînzei

Universitatea „Politehnica" Bucureşti

C.Z.: 669.141.24

Consideraţii generale

Societatea Comercială de Utilaj Petrolier Tîrgovişte, prin secţia metalurgică, este producătcare de oţeluri carbon, oţeluri aliate şi inoxidabile turnate în piese necesare realizării de armături industriale, instalaţii de utilaj petrolier şi piese de schimb aferente acestora.

Ţinînd seamă de tradiţia şi experienţa acestei Societăţi Comerciale în producerea de armături industriale pentru realizarea unor obiective prioritare în economie, s-a impus executarea la Tîrgovişte a unor armături industriale care să lucreze în medii speciale, în intervalul de temperaturi cuprins între −200 şi +800°C.

Soluţia obţinerii de armături din blocuri forjate prin îmbinări sudate s-a dovedit neeconomicoasă, datorită coeficientului de scoatere ridicat în special pentru armături de dimensiuni mari.

Producerea de oţeluri criogenice şi turnarea directă în piese au dus la impunerea unor tehnologii îmbunătăţite de elaborare, turnare şi tratament termic.

Adoptarea soluţiei de folosire a oţelurilor inoxidabile austenitice turnate în piese (T 15 NiCr 180 X, T 12 TiMoNiCr 175 X) pentru domeniul temperaturilor negative (pînă la −200°C) şi folosirea armăturilor pe diverse trepte de temperatură (−50; −75; −101; −196°C) a îndreptat atenţia, în condiţiile actuale de utilizare a materiilor prime şi reducerii importului, spre înlocuirea acestor mărci de oţel cu altele, care să asigure condiţiile impuse pentru fiecare treaptă de temperatură, la un preţ de cost scăzut.

În acest sens lucrarea de faţă reprezintă un studiu privind înlocuirea oţelurilor inoxidabile turnate (T15NiCr180X; T12TiMoNiCr 175) pentru obţinerea pieselor ce lucrează la temperaturi criogenice cu oţeluri turnate slab aliate de tip T10Ni30.

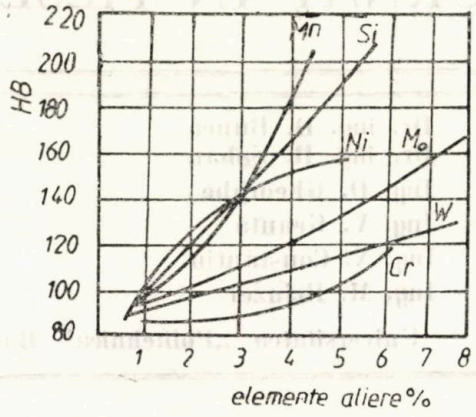
Criterii de alegere a mărcii de oţel T10Ni30

Mărcile de oţel se deosebesc între ele prin cel puţin una din caracteristicile mecanice, fizice sau chimice, existînd posibilitatea de suplinire a uneia cu alta cu condiţia realizării caracteristicilor minime impuse prin tehnologie. Caracteristicile oţelului sînt determinate în primul rînd de compoziţia lui chimică (natura şi conţinutul în elemente de aliere) şi de modul de prelucrare metalurgică. Însemnătate deosebită prezintă alegerea procedeului de elaborare şi turnare, astfel încît să se obţină oţel curat în ceea ce priveşte conţinuturile de gaze (azot, hidrogen) şi de incluziuni nemetalice pentru a se asigura pieselor o omogenitate chimică şi structurală avansată.

Elementele ce intră în compoziţia oţelului modifică atît temperaturile şi concentraţiile de carbon la care au loc transformările, cît şi proprietăţile acestor constituenţi.

Introducerea în oţel a elementelor îi modifică proprietăţile în cea mai mare măsură. În figura 1, a, se observă că alierea feritei determină o creştere a durităţii acesteia, în timp ce pentru rezilienţă (fig. 1, b) se constată o creştere în cazul alierii cu nichel, cu crom şi siliciu la conţinuturi mici, celelalte elemente micşorîndu-i rezilienţa.

Pentru oțelurile criogenice un rol important îl are tenacitatea materialului, care este reprezentată prin rezilienţă, iar din figura 1, b, se vede că nichelul este elementul care asigură cea mai ridicată valoare a acestei caracteristici; în concluzie, s-a mers pe varianta oțelului aliat cu nichel.



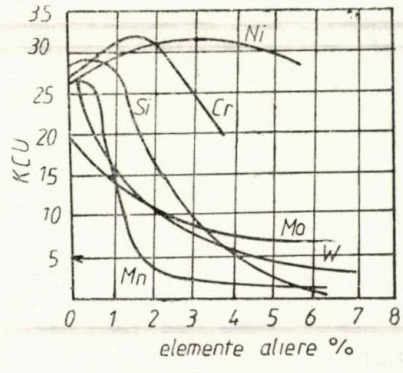


Fig. 1 — Influenţa unor elemente de aliere asupra durităţii şi rezilienţei feritei [1]

Fig. 1. The influence of certain alloying elements on ferrite hardness and toughness

Rezultatele experimentării mărcii de oţel T10Ni30

Nichelul în oţeluri se găseşte în soluţie solidă în ferită şi în austenită. Nichelul nu formează carburi. Prin dizolvarea în ferită îi măreşte duritatea şi rezistenţa, ceea ce dă posibilitatea ca la aceeaşi duritate şi rezistenţă oţelul să conţină mai puţin carbon, deci să aibă deformabilitate şi sudabilitate mai bune.

Ca şi la carbon, efectul nichelului se manifestă prin creşterea durităţii; în schimb, spre deosebire de carbon, acest element îmbunătăţeşte tenacitatea oţelului.

Deoarece la temperaturi negative oţelul trebuie prin tehnologie să asigure o rezilienţă ridicată, se poate vedea, conform nomogramei din figura 2, influenţa conţinutului de nichel

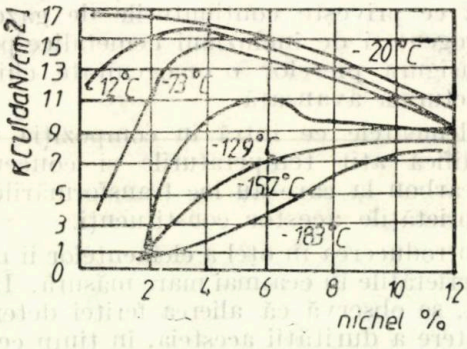


Fig. 2 — Influenţa conţinutului de nichel într-un oţel moale (0,1—0,2% C) asupra rezilienţei acestuia (stare normalizată) [1].

Fig. 2. The influence of Ni content of a mild steel (0.1—0.2%C) on its toughness (normalized)

într-un oţel moale (0,1—0,2% C) asupra rezilienţei acestuia (stare normalizată).

S-a impus limitarea procentului de nichel în jur de 3% deoarece se vede că pentru temperaturi pînă la —75°C această concentraţie asigură valori maxime pentru rezilienţă.

Pentru realizarea valorii rezilienţei se impune corelarea şi a celorlalte elemente de aliere (mangan, siliciu etc.), astfel încît valorile caracteristicilor mecanice să se încadreze în intervalul impus prin tehnologie (exemplu $R_m = 45—64$ daN/mm²).

Prin analogie cu STAS 10382/80, în care sînt prevăzute materiale pentru ţevi şi în care apare marca de oţel laminat 15 Ni 30, avînd compoziţia chimică prezentată în tabelul 1 şi care asigură caracteristici fizico-mecanice corespunzătoare pînă la —100°C, s-a trecut la elaborarea şi turnarea în piese a mărcii de oţel T 10Ni30.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului 15Ni30 (STAS 10382—80), %

Table 1

15Ni30 steel analysis (STAS 10382—80)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu
max. 0,12	0,15 0,35	0,70 0,60	max. 0,035	max. 0,035	max. 0,30	3,2 3,8	0,02 0,06	max. 0,20

S-au elaborat cîteva şarje de oţel cu această marcă în cuptoare acide şi bazice, după care s-au efectuat tratamente termice de normalizare + revenire conform STAS 10382/80. Rezultatele s-au dovedit a fi necorespunzătoare, ceea ce a impus analiza amănunţită a condiţiilor de elaborare, turnare şi variantelor de tratament termic.

Pentru limitarea procentului de siliciu și asigurarea unor elemente reziduale minime (fosfor, sulf, crom) s-a trecut la elaborarea acestui oțel pe cuptor bazic cu sortarea materialelor înainte de topire, respectarea și controlarea proceselor în timpul elaborării.

De asemenea, s-a impus turnarea în forme uscate, cu luarea probelor la jumătatea turnării și asigurarea unei temperaturi de turnare optime.

În urma acestor măsuri a scăzut procentul de incluziuni nemetalice din oțel, ceea ce a dus la creșterea gradului de puritate al oțelului.

Efectul nichelului se concretizează prin mărirea intervalului de solidificare [2], fapt ce duce la obținerea unei structuri neomogene chimic și structural.

Pentru a realiza o omogenitate structurală și caracteristicile tehnologice impuse, s-a introdus cu rezultate foarte bune următoarea variantă de tratament termic:

— recoacere de omogenizare: T = 1050—1150°C; timp = 8—12 h;

— normalizare + recoacere subcritică.

Această variantă de tratament termic cu recoacere de omogenizare s-a impus în vederea asigurării omogenității chimice, iar normalizarea și recoacerea subcritică în vederea regenerării (finisării) structurii după recoacerea de omogenizare.

De asemenea, pentru finisarea granulației la turnare s-a folosit aluminiu în procent de 0,04—0,06%.

În variantele experimentale s-a încercat barbotarea în oală cu argon pentru obținerea de oțel cu un conținut de gaze mai redus (azot, hidrogen).

Rezultatele barbotării cu argon s-au dovedit satisfăcătoare, procentul de gaze scăzînd cu aproximativ 20 ppm. În urma restrîngerii plajei de valori privind compoziția chimică (max. 13%C; max. 0,025%S și 0,03%P) s-a elaborat o șarjă experimentală cu compoziția chimică din tabelul 2 pe care s-au făcut încercările fizico-mecanice.

Tabelul 2

Compoziția chimică a oțelului cercetat T10Ni30, %

Table 2

T10Ni30 steel analysis

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu
0,10	0,18	0,45	0,029	0,018	0,25	2,62	0,072	0,42

Pe baza determinărilor efectuate au rezultat următoarele:

— compoziția chimică se încadrează în prescripțiile mărcii de oțel, cu restricțiile prevăzute anterior;

— s-au determinat incluziunile nemetalice (oxizi, silicați, nitruri) pe șlif metalografic stabilind un punctaj maxim pe același cîmp de 4,5. Determinarea s-a efectuat conform STAS 5949/80;

— folosind metoda dilatometrică s-au determinat punctele de început și sfîrșit de transformare, indicîndu-se posibilitatea alegerii corecte a variantelor de tratament termic;

— ca variante de tratament termic în timpul experimentării s-au folosit:

• normalizare + recoacere subcritică (cu domeniul stabilit în urma determinării punctelor de transformare);

• recoacere de omogenizare; normalizare + recoacere subcritică;

— pentru fiecare variantă de tratament termic s-au efectuat încercări fizico-mecanice: tracțiuni (la +20°C) și rezilienție KCU 300/3 (pe următoarele trepte de temperatură: —50; 75; —100°C).

Încercările la temperaturi negative s-au efectuat de către Laboratorul URO al ICEM—București.

Rezultatele încercărilor fizico-mecanice în cele două variante de tratament și pe trepte de temperatură sînt redate în tebelul 3.

Tabelul 3

Caracteristicile fizico-mecanice pe probe din oțel T 10 Ni 30 în diferite stări de prelucrare

Table 3

Mechanical properties of T10Ni30 steel test pieces in various treatment conditions

Tratament termic	Caracteristici mecanice					
	R_c, da N/mm²	R_m, da N/mm²	A_5, %	Z, %	Temp. încercare rezilienție, °C	Rezilienție STAS 6833/79, KCU 300/3 (media a 5 valori)
N+Rec. subcr.	32,5	46,4	31,6	70	—50	13,6
Rec.+N+ Rec.subcr.	33	46	24,6	35	—50	15,8
N+Rec. subcr.	—	—	—		—75	5,3
Rec.+ N+Rec. subrcr.	—	—	—	—	—75	8,9
Norm.+Rec subcr.	—	—	—	—	—100	1,01
Recopt+ +N+Rec. subcr.	—	—	—	—	—100	4,8

Pentru varianta de tratament termic: recoacere de omogenizare+normalizare+recoacere subcritică pornind de la starea turnată și după fiecare etapă a tratamentului termic, s-au efectuat microstructurile redate în figura 3.

Aplicarea tratamentului termic de omogenizare se manifestă prin omogenizare chimică și efecte de recristalizare cu oarecare uniformizare a mărimii de grăunte (fig. 3, b). Normalizarea duce la finisarea grăuntelui, de la structura grosolană la turnare (fig. 3, a) la structura fină (fig. 3, c). Caracteristicile de tenacitate sînt asigurate de recoacerea subcritică, oțelul avînd structura finală conform micrografiei din figura 3, d [3].

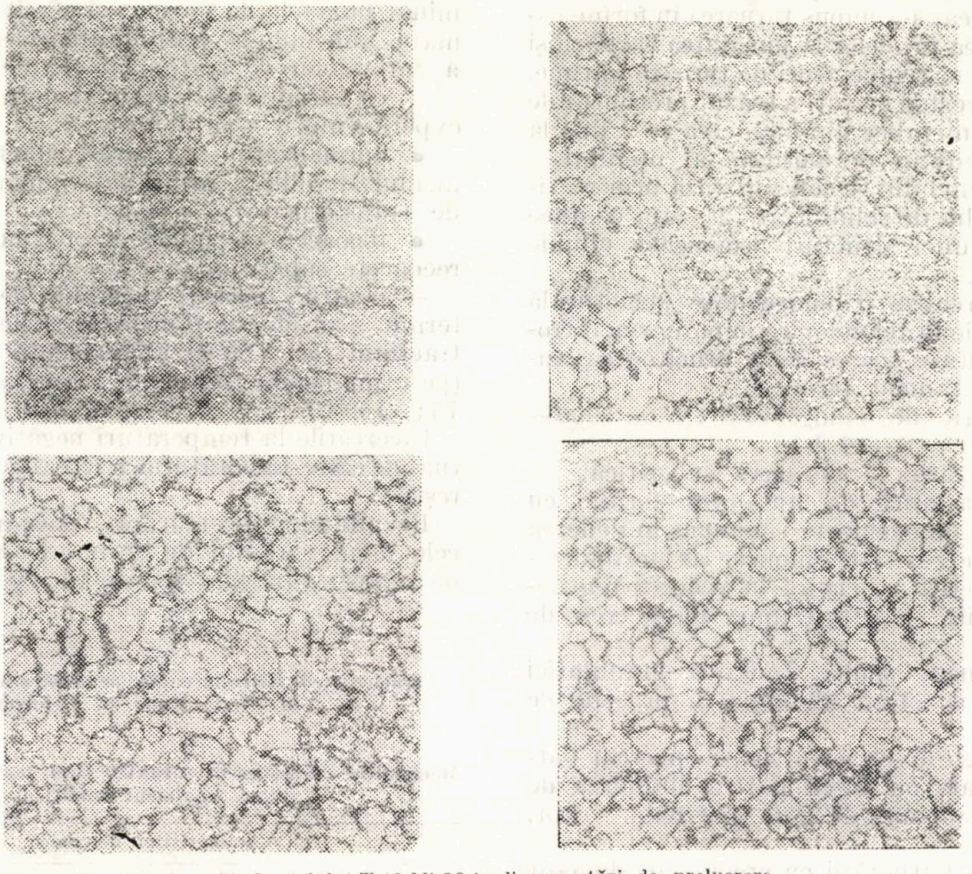


Figura 3 — Micrografii ale oțelului T 10 Ni 30 în diverse stări de prelucrare.
a) Stare turnată;
b) După recoacerea de omogenizare;
c) După recoacerea de omogenizare și normalizare;
d) După recoacerea de omogenizare, normalizare și recoacere subcritică
Atac: nital 2%
Mărire: 400 : 1

Fig. 3. Micrographs of T10Ni30 steel in various states
a) as cast;
b) after homogenizing annealing;
c) after homogenizing annealing and normalizing;
d) after homogenizing annealing, normalizing and subcritic annealing Etching: Nital 2%
Magnification: ×400

Concluzii

Prin analiza valorilor caracteristicilor fizico-mecanice se poate trage concluzia că tratamentul termic în varianta recoacere de omogenizare, normalizare și recoacere subcritică duce la obținerea de valori superioare ce asigură realizarea condițiilor impuse produselor obținute pentru marca de oțel T 10 Ni 30.

Înlocuirea oțelurilor inoxidabile turnate T12 TiMoNiCr 175×T 15 NiCr, 180X, pentru obținerea pieselor ce lucrează la temperaturi criogenice, cu oțel turnat marca T 10 Ni 30 în noile condiții prezintă o temă de actualitate pentru colectivul metalurgic de la I.U.P. Tîrgoviște. și o posibilitate de extindere a colaborării cu Universitatea „Politehnica" București.

BIBLIOGRAFIE

[1] S. Vacu, C. Rizescu, E. Berceanu — *Elaborarea oțelurilor aliate.*
[2] P. Nehenzi — Turnarea oțelului.
[3] M. Petrescu, C. Dumitrescu, D. Bunea ș.a. — *Studiul metalelor.* Îndrumar de laborator, 1988.

COMPETITIVENESS
QUALITY
GUARANTEE

METANEF

BUCHAREST — ROMANIA, 21 — 25, D.I. MENDELEEV ST.
PHONE: 650.20.42 ■ TELEX: 11.669

EXPORTS: • **the whole range of aluminium products, plate, concrete steel, profiles and pipes**

IMPORTS: • **highly processed metallurgy products** ◆ **raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore);** • **equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy;** • **licences, feasibility studies**

The objective of our company is to remain
YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER
in the foreign trade of the Romanian metallurgy

Aveţi în dotare *electropompe HEBE , SADU , LOTRU , CERNA , CRIS* , care vă crează probleme în exploatare ?

Doriţi să cumpăraţi *pompe noi* din tipurile *HEBE , SADU , LOTRU , CERNA CRIS* ?

S.C. KASTA SERVIMPEX

Vă poate ajuta

Reparăm orice tipodimensiune din familiile pompelor amintite într-un timp scurt cu o garanţie de 90 zile.

Reparăm motoare electrice.

Asigurăm reparaţii şi în regim de urgenţă, valoarea fiind majorată numai cu 25 % din costul reparaţiei normale.

Asigurăm pe bază de comandă operaţii de montare şi demontare din instalaţie.

Asigurăm transportul de la şi la sediul dumneavoastră în cazul în care ne solicitaţi aceasta.

Electropompele noi se livrează după 14 zile de la primirea comenzii, garanţia este de 180 zile de la data ridicării comenzii, preţul fiind extrem de avantajos:

Firma noastră lucrează cu un personal specializat cu o vastă experienţă în producerea şi repararea pompelor.

Calitatea lucrărilor poate fi confirmată de beneficiarii noştri actuali.

ASIGURĂM CEL MAI BUN RAPORT PREŢ - CALITATE

COORDONATELE NOASTRE SUNT:

Str.Armenească , nr. 33
cod 70228 , Bucureşti

tel./fax : 312.15.93
tel.: 651.35.41
tel. service: 760.20.70./180

CONEF SA

Membru fondator la

BURSA ROMANA DE MARFURI

HOLDINGUL METALURGIEI NEFEROASE

ECONOMIE DE TIMP, BANI, EFORT prin

SUCURSALA DE INTERMEDIERE BURSIERĂ CONEF VĂ OFERĂ:

1. Servicii de intermediere cu brokeri specializaţi
2. Servicii de agenţie comercială
3. Consulting in probleme de tranzacţii bursiere
   - comision ce sfidează orice concurenţă
   - operativitate şi siguranţă in efectuarea tranzacţiilor

Tel: 6594890; 6592554
Fax: 6594890

Cu sediul in Bucuresti, Str. Mendeleev, nr. 21 - 25, sector 1
Telefon: 6507327, 6596290, Fax: 3129731, Telex: 11.669

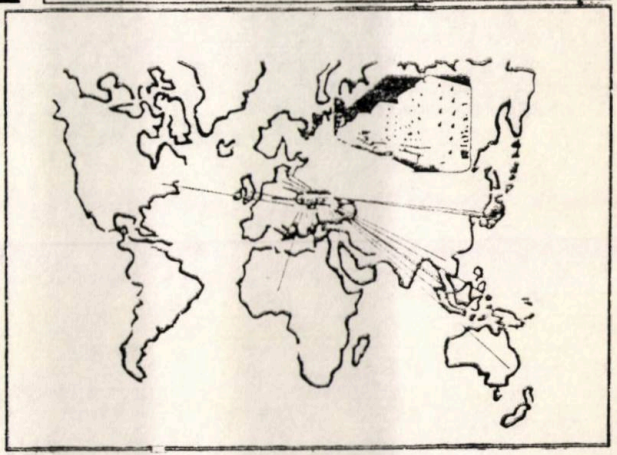
ASIGURĂ

prin cele 15 societăţi comerciale asociate:

- realizarea de produse specifice metalurgiei neferoase, cercetare şi proiectare de noi tehnologii, de documentaţii tehnico-economice, de execuţie, studii de prefezabilitate, fezabilitate, oportunitate.
- activităţi de import-export materii prime, materiale, utilaje, tehnologii, combustibil, energie, piese de schimb şi documentaţii.
- operaţiuni financiar-bancare.
- activităţi de consulting şi service în domeniile engineering, comercial, marketing, financiar-contabil, juridic, personal, informare.
- activităţi de intermedieri, barter, comision.
- activităţi de leasing, locaţii, închiriere, concesionare.

Produsele societatii comerciale <<CONEF>> IN LUME

ANGLIA
AUSTRALIA
AUSTRIA
BELGIA
BULGARIA
CANADA
COREEA
ELVEŢIA
IRAN
FILIPINE
GERMANIA
GRECIA
HONG KONG
INDONEZIA
ISRAEL
JAPONIA
ITALIA
NIGERIA
OLANDA
SINGAPORE
THAILANDA
TURCIA



CONEF SA

Membru fondator la

BURSA ROMANA DE MARFURI

HOLDINGUL METALURGIEI NEFEROASE

Ca sediul în Bucureşti, Str. Mendeleev, nr. 21 - 25, sector 1
Telefon: 6507327, 6596290. Fax: 3129731. Telex: 11.669

Produsele societăţii comerciale
<<CONEF>> IN LUME

ASIGURĂ

prin cele 15 societăţi comerciale asociate:

- realizarea de produse specifice metalurgiei neferoase, cercetare şi proiectare de noi tehnologii, de documentaţii tehnico - economice, de execuţie, studii de prefezabilitate, fezabilitate, oportunitate.
- activităţi de import-export materii prime, materiale, utilaje, tehnologii, combustibil, energie, piese de schimb şi documentaţii.
- operaţiuni financiar-bancare.
- activităţi de consulting şi service în domeniile engineering, comercial, marketing, financiar-contabil, juridic, personal, informare.
- activităţi de intermediari, barter, comision.
- activităţi de leasing, locaţii, închiriere, concesionare.

ECONOMIE DE TIMP, BANI, EFORT prin

SUCURSALA DE INTERMEDIERE BLESIERĂ CONEF VA OFERA:

1. Servicii de [illegible]
2. Servicii de [illegible]
3. [illegible]
4. [illegible]
5. [illegible]

[illegible]

15 CARTI DE VIZITA

ACESTE SOCIETĂȚI DAU PUTEREA, EFICIENȚA ȘI PRESTIGIUL HOLDINGULUI

ALOR SA ORADEA
(fostă Întreprinderea de alumină)
Şos. Borşului 31
Tel: 099/14.24.04. Fax: 099/14.49.96. Telex: 34264
Produce şi comercializează
• alumină calcinată • alumină tabulară • alumine speciale

ALUM SA TULCEA
(fostă Întreprinderea de alumină)
Str. Isaccei 182
Tel: 091/55.07.40. Fax: 091/55.02.30. Telex: 52283
Produce şi comercializează
• alumină calcinată • hidrat de aluminiu • zeoliţi

ALRO SA SLATINA
(fostă Întreprinderea aluminiu)
Str. Piteştilor 116
Tel: 094/41.43.02, Fax: 094/41.43.02, Telex: 47218
Produce şi comercializează
• aluminiu primar şi aliaje de aluminiu sub formă de:
- blocuri din aluminiu şi aliaje - plăci din aluminiu şi aliaje - bare din aluminiu - sîrmă semifabricat din aluminiu tip Properzi - rondele de aluminiu
• aluminiu rafinat sub formă de blocuri

LAROMET SA BUCUREŞTI
Bd. Bucureştii Noi 165
Tel. 01/6674325, Fax: 01/674650, Telex 11776
Produce şi comercializează
• bare, ţevi, profile, sîrme din cupru, alamă, bronz • plăci şi table din cupru alamă şi zinc • rondele din zinc aliat.

ALPROM SA SLATINA
(fostă Întreprinderea de prelucrare a aluminiului)
Str. Mâcov 1
Tel. 094/41.10.01, Fax: 094/41.38.83 Telex: 47227
Produce şi comercializează
• laminate din aluminiu şi aliaje de aluminiu • extrudate aluminiu • ţevi sudate de aluminiu pentru irigaţii • folii de aluminiu

ELCARO SA SLATINA
(fostă Întreprinderea de prelucrare a aluminiului)
Şos. Drăgăneşti km 4
Tel. 094/41.50.09, Fax: 094/41.50.09, Telex: 47227
Produce şi comercializează
• sîrme trefilate din aluminiu • cabluri armate nearmate torsadate din aluminiu

PHOENIX SA BAIA MARE
(fostă Întreprinderea metalurgică de metale neferoase)
Str. Eliberării 15
Tel. 099/41.61.13, Fax: 099/41.38.02 Telex: 33313
Produce şi comercializează
• cupru electrolitic • bare şi plăci turnate din cupru fără oxigen • pulberi de cupru • aur şi argint fin • acid sulfuric • oxigen tehnic • miniu de plumb, litargă • pământuri decolorante (sondafin şi bamarin) • laminate de plumb (tablă - ţevi) • azotat de argint • bioxid de sulf lichid • seleniu tehnic şi pur • reactiv de flotaţie (xantat etilic şi izobutilic) • telur • cupru fosforos • selenit de sodiu • tiosulfat de sodiu

AMPELUM SA ZLATNA
(fostă Întreprinderea metalurgică de metale neferoase)
Str. Gării 10
Tel. 096/85.63.54, Fax: 096/85.63.54 Telex: 36264
Produce şi comercializează
• cupru electrolitic • acid sulfuric • sulfat de cupru • sulfat feros • sulfat de magneziu • pulberi de aluminiu • oxigen tehnic • cupru convertizor • nămol aurifer

SOMETRA SA COPŞA MICĂ
(fostă Întreprinderea metalurgică de metale neferoase)
Str. Fabricii 1
Tel. 092/84.02.35, Fax: 092/84.03.25 Telex: 66236
Produce şi comercializează
• zinc rafinat • plumb electrolitic • acid sulfuric • cadmiu • bismut • stibiu • pulberi de zinc • sulfat de zinc • aliaje DORRE • antimoniat de sodiu • oxid Waltz • sulfură de stibiu

ROMPLUMB SA FIRIZA
(fostă Întreprinderea metalurgică de metale neferoase)
Str. Gutinului 9
Tel. 099/41.71.10, Fax: 099/41.68.63 Telex: 33213
Produce şi comercializează
• plumb decuprat • bioxid de mangan • piese turnate din oţel şi fontă • mată plumbo-cuproasă

NEFERAL SA BUCUREŞTI
Bd. Biruinţei 100
Tel. 01/627.26.90, Fax: 01/312.60.04 Telex: 11725
Produce şi comercializează
• aliaje de cupru • aliaje de plumb • aliaje de aluminiu pentru turnătorie • aliaje zinc • carburi metalice • plăcuţe dure din amestecuri de carburi metalice • bronzuri cu staniu şi bronzuri cu aluminiu turnate în blocuri • alame • aliaje antifricţiune • aliaje tipografice • aliaje de lipit • zamac

IMNR SA BUCUREŞTI
Bd. Biruinţei 102
Tel. 01/627.26.92, Telex: 11614
Activităţi de proiectare constînd în:
• efectuarea de studii de diagnoză, profil şi amplasament, prefezabilitate, fezabilitate • analize tehnico-economice, proiecte tehnice şi de execuţie pentru instalaţii tehnologice în domeniul metalurgiei neferoase, proiecte de utilaje, instalaţii şi construcţii.
Activităţi de cercetare în laboratoare specializate şi staţii pilot în domeniile cercetare fundamentală şi aplicativă.
Activităţi de micro-producţie prin care se produce şi comercializează
• pulberi din metale şi aliaje neferoase • paste din metale neferoase • aliaje de lipit • aliaje dentare • anozi pentru depuneri electrolitice • prealiaje • aliaje fizibile • sîrme şi benzi metalice şi din aliaje • alame şi aliaje de turnătorie • metale tehnice şi pure • produse anorganice

METANEF SA BUCUREŞTI
Str. I.V. Mendeleev 21-25
Tel. 01/650.28.42, Fax: 01/312.02.35 Telex: 11693
Activităţi de import-export, contractare mărfuri, materiale, echipamente

ARGOS
Un patron peste 2 industrii

Organizaţia patronală ARGOS s-a înfiinţat la 21.09.1991 prin asocierea societăţii comerciale de tip holding CONEF SA cu cele 15 societăţi comerciale cu profil de metalurgie neferoasă din cadrul CONEF, cu Regiile autonome cu profil minier, Regia plumbului şi zincului Baia Mare, Regia cuprului Deva şi cu societăţile cu profil comercial ADMEB Bucureşti.

Scopurile principale ale organizaţiei patronale ARGOS

• promovarea unui comportament managerial corespunzător cerinţelor economiei de piaţă în domeniul extracţiei, prelucrării şi valorificării metalelor neferoase, rare şi preţioase.

• susţinerea şi protejarea intereselor asociaţilor.

• dezvoltarea dialogului cu sindicatele şi reprezentarea membrilor în cadrul negocierilor cu acestea la nivel de ramură a metalurgiei neferoase

• colaborarea cu alte organizaţii similare din ţară sau străinătate

Prin această asociere, ARGOS a reuşit realizarea legăturii organice între două sectoare de producţie indispensabil legate prin logica desfăşurării activităţii sectorul de extracţie minieră a metalelor neferoase şi cel de prelucrare metalurgică a acestora.

S.C. LARCON S.R.L.

S-a înfiinţat SC LARCON SRL. cu sediul în Bucureşti, Bd. Bucureşti Noi nr. 166, sectorul 1, societate specializată în prezentarea şi comercializarea produselor societăţilor comerciale din cadrul CONEF, inclusiv a unor bunuri de larg consum.

CEPRAL SA SLATINA
(fostă CCPTA)
Str. Piteştilor nr. 165
Tel. 094/42.22.46, Fax: 094/42.23.91, Telex: 47218
• Activitate de proiectare profilată pe timplărie din aluminiu şi piese de schimb pentru industria de aluminiu-alumină. • Activitate de cercetare (desfăşurată în laboratoare) urmărind în special lucrări privind îmbunătăţirea tehnologiilor de fabricaţie şi reducerea poluării. • Activitate de microproducţie bazată pe producerea şi comercializarea de
- paste şi vopsele de aluminiu - vopsea anticorozivă - chituri - vopsea refractară - diluanţi - praf de curăţat - sulfat de aluminiu - alumine speciale

CEPRONEF SA BAIA MARE
(fost UCPMN)
Str. Dr. Victor Babeş 62
Tel. 099/42.36.45, Telex: 33318
• Activitate de cercetare proiectare cu caracter aplicativ în domeniul îmbunătăţirii sub aspect tehnic şi economic a diverselor faze de fabricaţie, reducerea poluării pe platformele specializate în domeniu, proiecte tehnice de utilaje. • Activitate de microproducţie cu producere şi comercializare de: clorură cuproasă - oxid cupric, cupros şi de cadmiu - tiosulfat şi sulfit de amoniu - seleniţi de zinc şi bariu - azotat de mangan.

CONEF SA

Aici veţi putea găsi:

• Timplărie metalică din aluminiu • Aliaje de lipit (fluor) • Aliaje dentare • Plăcuţe dure din carbur. metalice • Tablă şi folii din aluminiu
• Sîrme din cupru şi aluminiu • Ţeavă de plumb • Aliaje tipografice • Chituri de cuţit, de geam • Sulfat de cupru (piatră vînătă) • Vopsea neagră anticorozivă • Pastă şi vopsele de aluminiu • Praf de curăţat.

În plus societatea are în profilul de activitate:

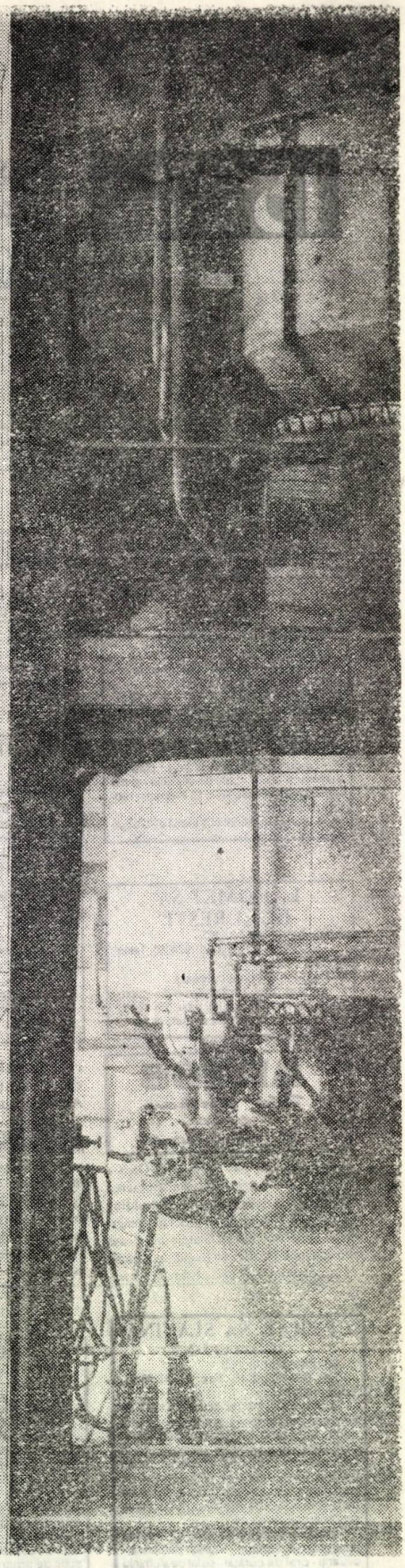
• activităţi financiare • import-export în numic propriu sau în contul unor terţe persoane • comercializarea în România sau în afara României a produselor enumerate, en gros şi en detail prin magazine proprii pentru sectorul public, privat şi populaţie • operaţiuni de intermediere în contrapartidă BARTER comision, depozitare, consignaţie, recepţii.

We don't only separate sand from castings

Our hot blast cupola leads the way in energy conservation and thermal efficiency and is being continuously refined and developed The cupola operates with refractory lining in the melting zone for maximum heat conservation, combustion air is pre-heated with waste heat energy by the utilisation of a dirty gas recuperator, a waste heat boiler is included and emission control requirements are easily met by a dry dust removal system. Our range of products includes complete handling and charging equipment, not only for the cupola but for induction furnaces, arc furnaces and other furnaces used in the ferrous and non-ferrous metal industry.

We supply:

- scrap drying and pre-heating installations,
- shake outs and shake out conveyors,
- sand cooling and processing installations,
- molten iron desulphurisation and spheroidal graphite treatment installations,
- process control systems for the optimum production of molten metals for foundry melting shops.



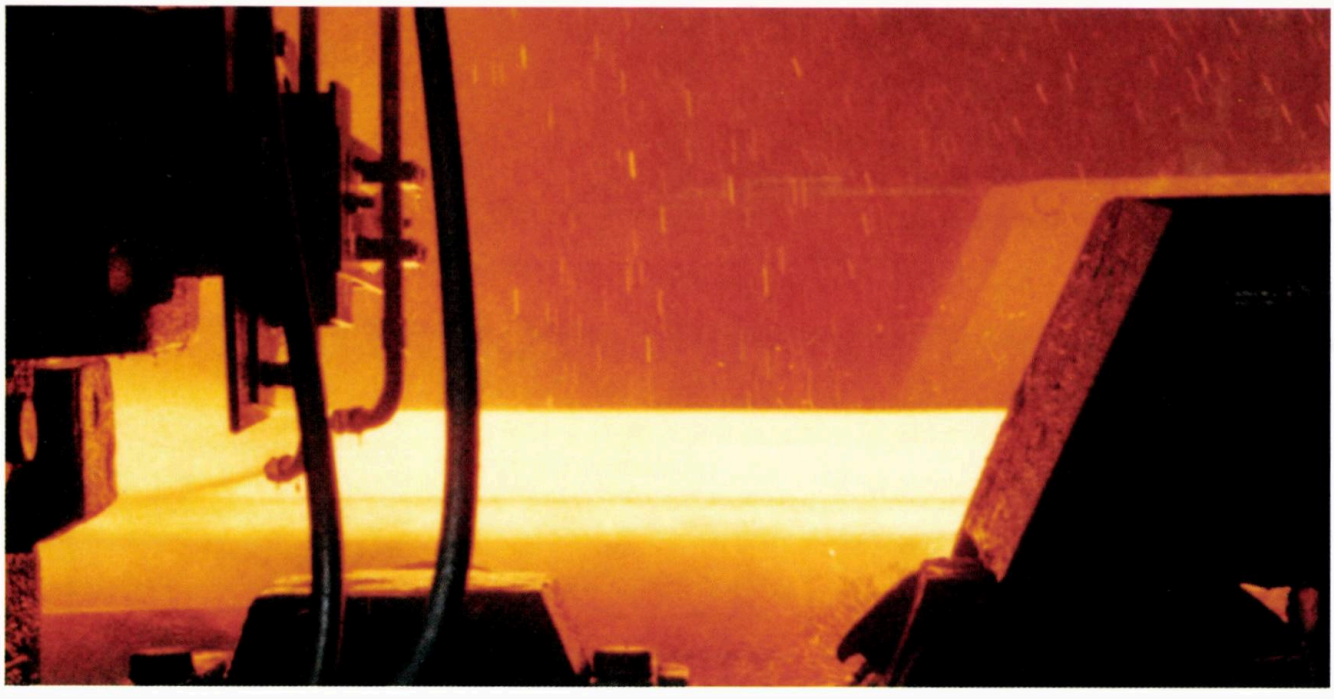
KÜTTNER

PRODUCTS FOR THE FOUNDRY

Călin Dumitrescu Dr. ing.
KÜTTNER-Representative Romania

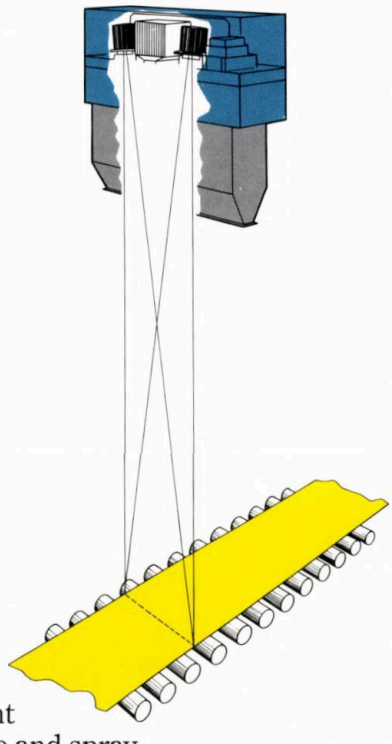
București
Str. Ion Câmpineanu 29 C
Et. 6 Ap. 20, Sect. 1
☎ (+40)-1-6.141.619/6.192.148
✉ (+40-1-3.121.286

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*



- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

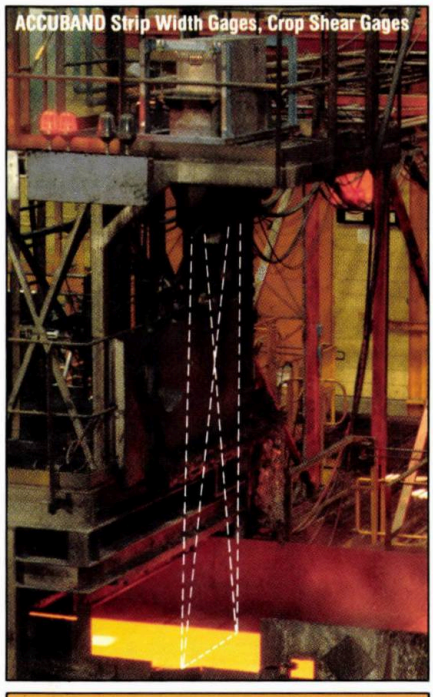
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

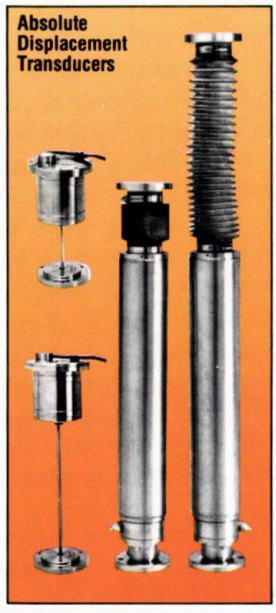
WINNER 1992 INNOVATION

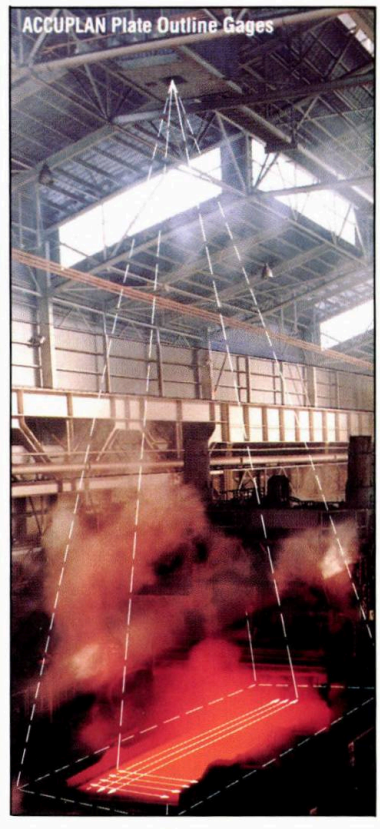
KELK

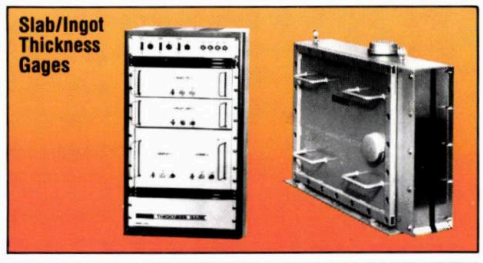
Sensors for Rolling Mills

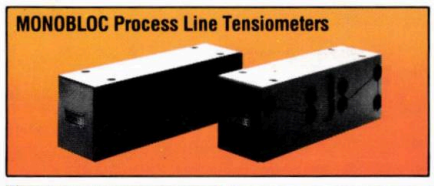
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

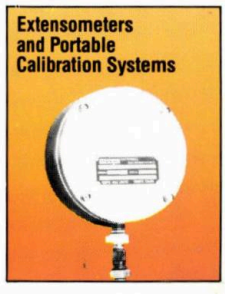


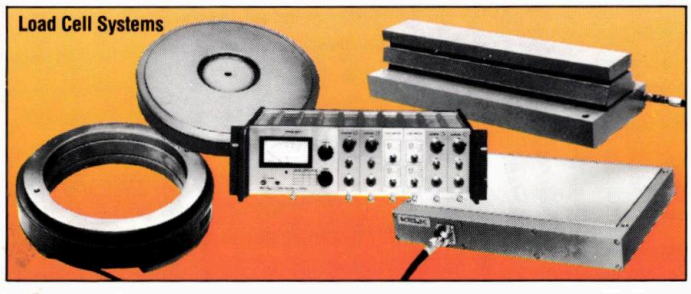












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

1993 OKT 14

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

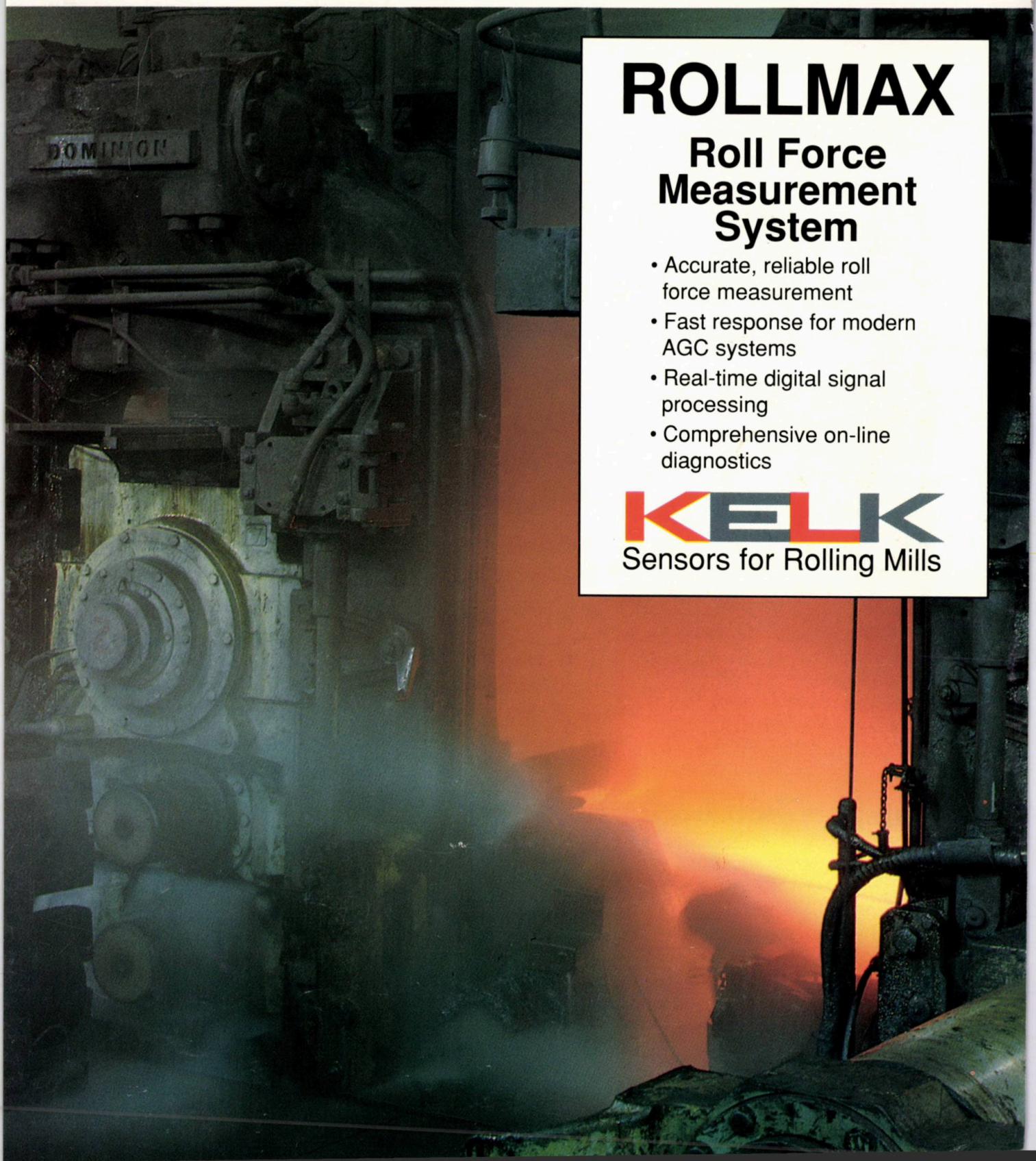
KELK
Sensors for Rolling Mills

METALURGIA

E 3280

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

6/93



ROLLMAX

Roll Force Measurement System

- Accurate, reliable roll force measurement
- Fast response for modern AGC systems
- Real-time digital signal processing
- Comprehensive on-line diagnostics

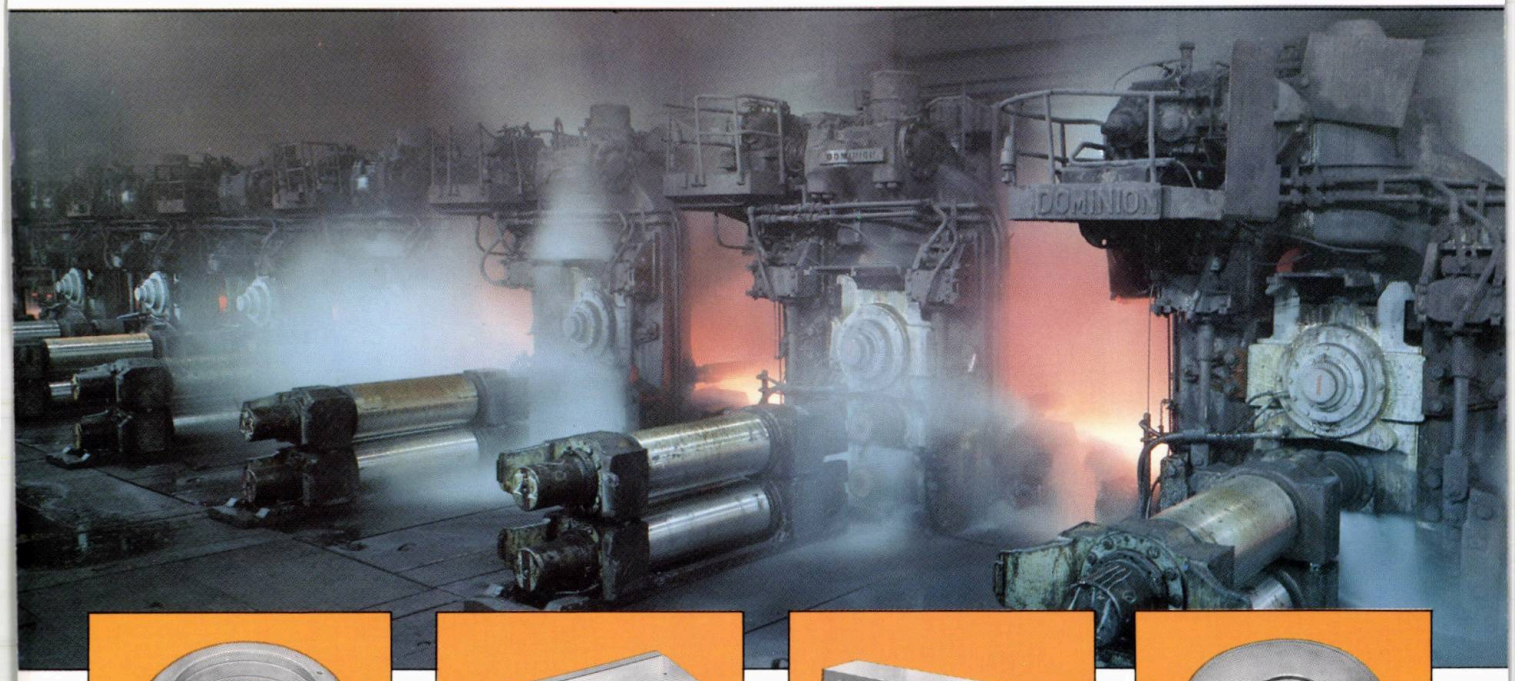
KELK

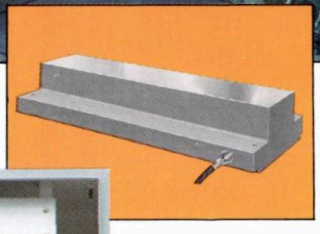
Sensors for Rolling Mills

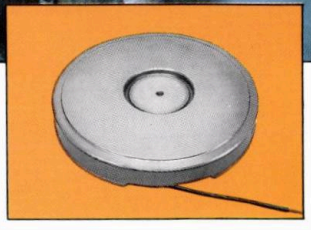
Introducing ROLLMAX...

Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!







With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

ROMANIA, BUCUREŞTI,
Str. Mendeleev, nr. 21—25,
Telefon: 659.21.60; 659.40.90;
659.63.90; 312.04.47; 659.38.50
Telex: 11515, Fax: 312.04.46

CEA MAI MARE FIRMĂ ROMÂNEASCĂ DE COMERŢ EXTERIOR ÎN DOMENIUL METALELOR

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTI KÖNYVTÁR 1883

METALEXPORTIMPORT S.A.

CALITATE, GARANŢIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

METALEXPORTIMPORT exportă:

- tablă medie şi groasă, inclusiv tablă navală (hot rolled heavy plate, including shipbuilding plate);
- tablă subţire laminată la rece (cold rolled steel sheet);
- tablă zincată (galvanized steel sheet);
- tablă transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile oţel laminate la cald UNP, INP, corniere oţel rotund, pătrat, lat (hot rolled steel profiles-channels, joists, angles, round, flat bars);
- oţel beton şi sîrmă laminată (reinforcing steel bars and wire rod);
- sîrmă trasă din oţel (drawn steel wire);
- electrozi sudură (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanţuri industriale (industrial chains);
- cabluri tracţiune (wire ropes);
- sîrmă şi toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sîrmă taloane (bronze plated steel wire);
- ţevi conducte (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- ţevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu şi laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

METALEXPORTIMPORT importă:

- cocs (coke);
- cărbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- minereu de mangan (manganese ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALEXPORTIMPORT S.A.

este oricînd la dispoziţia firmelor interesate pentru orice alte operaţii de export-import.

Pentru orice detalii, rugăm contactaţi-ne la adresa:

Bucureşti, Str. Mendeleev 21—25, Telex 11511 metal r

METANEF S.A.

COMPETITIVENESS

QUALITY

GUARANTEE

EXPORTS: ❐ the whole range of metallurgical products as: aluminium plate, concrete steel, profiles pipes, wires etc.

IMPORTS: ❐ highly processed metallurgy products ❐ raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore) ❐ equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy ❐ licences, feasability studies.

The objective of our company is to remain
YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER
in the foreign trade of the Romanian metalllurgy.

EXPORTĂ: ❐ toată gama de produse metalurgice: tablă din aluminiu, oţel beton, profile, ţevi, sîrmă etc.

IMPORTĂ: ❐ produse metalurgice înalt prelucrate ❐ materii prime pentru metalurgie (cocs, cărbune, minereuri feroase şi neferoase) ❐ echipamente şi piese de schimb pentru metalurgia feroasă şi neferoasă ❐ licenţe, studii de fesabilitate

PARTENERUL DUMNEAVOASTRĂ
CEL MAI EFICIENT ŞI DE INCREDERE
în comerţul exterior!

METANEF S.A.
BUCHAREST - ROMÂNIA ■ 21-25 Mendeleev Street ■ Phone: 650-2842 ■ Fax: 312-0235 ■ Telex: 11669
Registered under no. J 40-49-1991 at Register of Commerce Bucharest office

METALURGIA

6 IUNIE 1993

REVISTĂ EDITATĂ DE „SIDEROM" S. A.

Sumar

Constantin N., Rucai V., Necșulescu C., Butnariu I.: **Determinarea coeficienților de interacțiune între parametrii de suflare în creuzetul furnalului și utilizarea lor în conducerea procesului de elaborare a fontei în furnal** 5

Murguleț N., Predescu C., Nicolae A.: **Cercetări privind arderea unor combustibili auxiliari în cimp ultrasonor la furnale** 9

Geantă V., Berceanu E.: **Utilizarea aliajelor cu calciu la dezoxidarea oțelului lichid** 12

Nicolae Maria: **Rafinarea ferosiliciului cu oxigen tehnic. Aspecte termodinamice** 16

Ripoșan I., Chișamera M., Iancău N., Duma I.: **Turnarea centrifugală a tuburilor de presiune din fontă cu grafit nodular** 18

Ștefănescu C.: **Unele observații și date privind turnarea din Fgn a pieselor mici pentru autovehicule (II)** 22

Bunea D., Șaban R., Gheorghe D., Geantă V., Șandor, C., Predescu C., Constantin N.: **Cercetări experimentale asupra corpurilor de măcinare turnate centrifugal din fonte albe aliate cu crom** 27

Chelu Gh., Ghiban N.: **Evidențierea neuniformității deformației la extrudarea barelor rotunde și țevilor** 31

Drăgan I., Nistor L.: **Descrierea evoluției rezistenței la deformare în domeniul de deformare la semicald cu ajutorul unei regresii liniare multiple** 35

Popescu C.: **Cercetări cu privire la închiderea defectelor prin refulare** 38

Zamfir Simona, Dobre Alexandra, Vidu Ruxandra: **Influența tratamentelor termice asupra comportării la coroziune intercristalină a aliajului Al-Cu** 42

Chira I., Sofroni L., Pană Mihaela, Mărginean I.: **Controlul gradului de gazare la aliajele neferoase turnate** 44

Revista revistelor 17, 26, 30, 34, 37, 47

Recenzie 48

Colegiul de redacție

(în ordine alfabetică)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, THEODOR DARIE, VICTOR GUIDEA DĂNĂILĂ, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPĂDATU, ȘTEFAN MĂRGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, VASILE PARPALĂ, NICOLAE PÎRVAN, CONSTANTIN POPESCU, ION PRISECARU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROȘCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORAȚIU VODĂ

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnică: prof. dr. ing. I. VÎRCOLACU

Șef CIDMET: ing. Brândușa Florentina Scorțea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redacția și administrația: București, str. Mendeleev, nr. 21—25, sector 1, cod 70 168: telefon 659 49 90. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 8 000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Traducere: ing. Sabin Florea Stilizare: Ioana Kuglay Corectură: Rodica Roșu

contents METALURGIA 6/'93

DC : 669.16/.18

N. Constantin, V. Rucai, C. Neeşulescu, I. Butnariu : **Calculation of interaction coefficients between furnace crucible blast parameters and their use in blast furnace iron making process control**

Having in view the many independent parameters intervening in blast furnace crucible heat balance (temperature, pressure, moisture, blast air flow rate, air oxygen enrichment, flow rate of eventual secondary fuels) it is suitable to find some mathematical relations allowing the correlation of various values for these parameters.

Such a mathematical model may be used for computer aided control of blast furnace iron making.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 5

DC : 669.162.28

N. Murguleţ, C. Predescu, A. Nicolae : **Investigation on secondary fuel burning in ultrasonic field inside blast furnaces**

The paper discusses the research on intensifying primary and secondary fuel burning process in the tuyere zone of the blast furnace to increase the fuel rate. It suggests the solution of using ultrasonic energy in this zone. The hydrodynamic ultrasonic generators are presented, their positioning and the diagram of the plant to be used for further tests. The premises justifying such a research programme are also described.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 9

DC : 669.046.553

V. Geantă, E. Berceanu : **The use of calcium alloys in liquid steel deoxidation**

The use of silico-calcium for liquid steel deoxidation leads to oxyen contents lower than with traditional deoxidisers (Mn, Si, Al). Deoxidation products precipitate. The oxygen content decreases rapidly because of the very energic reaction between Ca and O_2.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 12

DC : 669.054

Maria Nicolae : **Ferrosilicon refining with technical oxygen. Thermodynamical aspects**

Thermodynamic calculations for ferrosilicon refining with technical oxygen show that the Al and Si oxydation reactions develop smoothly, have practically an irreversible character and the equilibrium gaseous phase contains very little oxygen. Bath reactions being strongly exothermic it may be considered that in this case there is no need for external heat input, but for reducing silicon losses adequate protection measures must be taken.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 16

DC : 621.74.042

I. Ripoşan, M. Chişamera, M. Iancău, I. Duma : **Centrifugal casting of pressure tubes in nodular graphite cast iron**

By centrifugal casting, the authors manufactured tubes in nodular cast iron, with higher mechanical properties (R_m < 450 – 480 MPa, A_5 = 14 – 16 %, $R_{p0,2}$ = 0.74 – 0.78 MF and 150 – 160 HB) intervening mainly in graphitisation enhancement by furnace graphitising pretreatment, Mg/Ca ratio control by succesive nodulizing innoculation (in ladle and in mould). After a short treatment, the cast iron had more than 90 %, ferrite and under 2 % carbides, high compactness nodular graphite, with an average of 230 nodules per mm² (about 25 m in size).

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 18

DC : 621.746.01

C. Ştefănescu : **Considerations and data regarding small automative components cast in nodular graphite iron**

The paper comes with a series of important elements related to the properties and technologies for nodular graphite iron making, moulding and casting of small automotive components with direct reference to their manufacture in U.S.A. The work is very opportune because at present the fraction of nodular iron castings is significat (cca 30 – 35 % of all castings), the automotive industry being now in the forefront.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 22

DC : 621.74.042

D. Bunea et al : **Experimental tests on centrifugally cast Cr-alloyed white iron grinding bodies**

The authors present the results of the experimental test on cilpebs-type grinding bodies, manufactured by centrifugal casting of Cr-alloyed white cast iron.

Centrifugal casting in metallic die, followed by hot die opening (above 700 C) and air cooling leads to structural changes as against the traditional sand casting.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 27

DC : 621.777

Gh. Chelu, N. Ghiban : **Nonuniform deformation emphasis for the extrusion of round bars and tubes**

Nonuniform deformation is the factor influencing to a great extent the product quality and the value of the extrusion forces. The paper suggests a method of computing the deformation unevenness for the case of round bars and steel tubes extrusion. The method is based on a computer programme that plots the variation curves for the local deformation degree on the cross section of the bar or on the extruded tube wall.

The main parameters taken into account in the programme (input parameters) have been : container inner diameter, the size of the extruded bar or tube, the die angle and punch speed. The computation of the local deformation degree is done by numerical integration based on a mathematical model of the cosine flow lines. With the aid of the programme, the influence of certain parameters intervening in the extrusion process on deformation unevenness and product quality can be analysed.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 31

DC 621.7.011.2

I. Drăgan, L., Nistor : **Description of semihot forming bending strength using multiple linear regression theory**

Monitoring the values of the multiple correlation coefficient, which are very near the unit, the authors conclude that, for all steel grades, the target function has an adequate structure and reflects the influence of semihot forming parameters.

The REGLIN programme is easy to use, the necessary changes béing made by the user, introducing as many variables as he wishes.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 35

DC :620·1

C. Popescu; **Investigations on flaw welding by heading**

Flaw tightening and welding is possible only when initial or final height dia ratio is less than one.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 38

DC : 620.193

Simona Zamfir, Alexandra Dobre, Ruxandra Vidu : **Heat treatment influence on Al-Cu alloy intererystaline corrosion behaviour**

Intergranular corrosion behaviour of heat treated Al-Cu alloy samples has been studied in NaCl aqueous environment (24 h boiling). Microscopic investigations indicate intergranular corrosion that leads even to material exfoliation. Highest hardness is reached when the intergranular corrosion susceptibility is maximum. Optimal mechanical and anticorrosive resistance have the alloys heat treated at a lower temperature with short hold times.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 42

DC : 669.21.8.018

I. Chira, L. Sofroni, Mihaela Pană, I. Mărginean : **Gassing ratio control in cast nonferrous alloys**

By measuring the bulk density in samples solidified at negative pressures of about 80 m bar, correlations can be set up between density, gassing ratio of the melt (hydrogen content) and porosity volume : Gassing rate is also dependent on innoculation and innoculant.

Analysis is performed for hipoeutectic and eutectic silumin used for casting.

Metalurgia 45 (1993), nr. 6, p. 44

DETERMINAREA COEFICIENȚILOR DE INTERACȚIUNE ÎNTRE PARAMETRII DE SUFLARE ÎN CREUZETUL FURNALULUI ȘI UTILIZAREA LOR ÎN CONDUCEREA PROCESULUI DE ELABORARE A FONTEI ÎN FURNAL

Șef lucrări ing. N. Constantin
asist. univ. ing. V. Rucai
asist. univ. ing. C. Necșulescu
conf. dr. ing. I. Butnariu
Universitatea „Politehnica" București

CZ.: 669.16/.18

Modelul matematic prezentat stabilește corelații între parametrii de suflare și creuzetul furnalului, conținînd un ansamblu de ecuații astfel încît oricare din parametrii de suflare pot apărea ca variabile de intrare dar și ca funcție obiectiv, deci sînt prezentate corelații de tipul : $Y = f(x_i)$, $i = 1. . .n$; dar și dependente $x_i = f(Y, x_i)$, $i = 1 \ldots n$, $j = 1 \ldots n$, $i \neq j$

Stabilirea ecuațiilor modelului matematic s-a făcut avînd ca bază date reale de funcționare ale furnalelor de 1000 m³ de la S.C. Siderurgica S.A. Hunedoara.

Ca premise de calcul s-au considerat următoarele valori realizabile pentru parametrii de suflare :

— consumul specific de cocs tehnic kt(i) în [kg/t] înregistrează valori de intrare între 400 și 600 kg/t ;

— debitul orar de gudron injectat la gurile de vînt prezintă valori de intrare între 0 și 5000 [kg/h], notația fiind Dgdr(i) ;

— debitul orar de gaz metan notat Dgm(i) avînd valori de intrare între 0 și 9000 [Nm³/h] ;

— debitul orar de combustibil lichid smolos Dcls(i) avînd la intrare valori între 0 și 5000 [kg/h].

Modelul matematic conține relații de calcul prin care debitele orare de gudron, gaz metan, combustibil lichid smolos sînt transformate în consumuri specifice raportate la o tonă de fontă.

Temperatura teoretică din zona de ardere este prezentată ca funcție rezultantă Tza(f) în °C, dar apare și ca variabilă de intrare Tza(i).

În ecuațiile modelului matematic apar ca variabile căldurile specifice ale aerului, vaporilor de apă și gazului de furnal, ale căror valori în funcție de temperatură sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Capacități calorice medii pentru aer, vapori de apă și gaz de furnal

Table 1

Average caloric power for air, water vapours and top gas

Intervalul de temperatură, °C	C_{aer}, kcal/Nm³ · grad	$C_{apă}$, kcal/Nm³ · grad	C_{gaz}, kcal/Nm³ · grad
0 — 100	—	0,464	0,324
100 — 200	—	0,466	0,327
200 — 300	—	0,468	0,330
300 — 400	—	0,470	0,334
400 — 500	—	0,473	0,337
500 — 600	—	0,476	—
600 — 700	0,324	0,479	—
700 — 800	0,326	0,484	—
800 — 900	0,328	0,490	—
900 —1000	0,330	0,496	—
1000 —1100	0,335	0,504	—
1100 —1200	0,346	0,512	—
1200 —1300	0,352	0,522	—

Pentru căldura specifică a gazului de furnal se poate utiliza relația :

$$Cgf = 0{,}311 + 0{,}208 \cdot Tza(i) \cdot 10^{-4} \ [°C]$$

Compozițiile de calcul pentru gudron și combustibil lichid smolos sînt :

$C_{liber} = 55\%$; $C_{total} = 55{,}2\%$; $CH_4 = 13{,}6\%$;

$C_2H_2 = 28{,}8\%$; $H_2O = 5\%$ — *gudron.*

$C_{liber} = 43\%$; $C_{total} = 43{,}2\%$; $CH_4 = 15\%$;

$C_4H_2 = 16\%$; $H_2O = 5\%$ — *combustibil lichid smolos.*

Pentru indicii de înlocuire ai cocsului prin gudron, gaz metan și combustibil smolos s-au considerat valorile :

$$I_{cocs}^{gudron} = 1{,}08 \text{ kg} \cdot \text{cocs/kg} \cdot \text{gudron};$$

$$I_{cocs}^{CH_4} = 1 \text{ kg} \cdot \text{cocs/Nm}^3\text{CH}_4;$$

$$I_{cocs}^{comb} = 1{,}04\text{kg} \cdot \text{cocs/kg} \cdot \text{comb.}$$

Atunci cînd gudronul cu umiditate variabilă este injectat cu ajutorul aburului, I_{cocs}^{gudron} se determină cu relația :

$$I_{cocs}^{gudron} = 1{,}184 - 0{,}0191 \cdot Wgdr - $$

$$- 0{,}577 \cdot 10^{-3} \cdot Agdr + 0{,}56 \cdot 10^{-5} \cdot Agdr \cdot Wgdr$$

$$[\text{kg} \cdot \text{cocs/kg} \cdot \text{gudron}]$$

semnificația simbolurilor fiind cea prezentată în tabelul 2.

Tabelul 2

Semnificația simbolurilor care apar în ecuațiile modelului matematic

Table 2

Symbols and their meanings

Simbol	Semnificație
T_{za}	Temperatura teoretică din zona de ardere, °C
W gdr, Agdr	Conținutul procentual de apă din gudron și din abur utilizat la injectarea gudronului, %
Q_f, n_i	Cantitatea de fontă dintr-o unitate de încărcare, t/UI, și numărul de unități de încărcare pe zi UI/zi
D_{gdr}, D_{gm}, D_{cls}	Debitele orare de gudron, gaz metan și combustibil lichid smolos, kg/h, Nm³/h, Kg/t
kt	Consumul specific de cocs tehnic, kg/t
D_{ah}, D_{gh}	Debitele orare de aer necesar arderii combustibilului la gura de vînt și de gaz obținut în zona de ardere, Nm³/h
O_2, φ	Conținuturile de oxigen și de umiditate din aerul suflat, %
C_k	Conținutul de carbon fix din cocs, %
C_a, C_{upa} C_{gf}	Căldurile specifice ale aerului, vaporilor de apă și gazului obținut în zona de ardere, kcal/Nm³ ·grad

Valorile adoptate în calcul pentru indicii de înlocuire pot fi modificate în concordanță cu funcționarea furnalului.

Ecuațiile modelului matematic

Producția orară de fontă — P_{fh} — se determină cu relația :

$$P_{fh} = \frac{Q_f \cdot n_i}{24}, \ [t/h]$$

Consumurile specifice de gudron — G_{dr} — gaz metan — G_m — combustibil lichid smolos — C_{ls} — se determină cu relațiile :

$$G_{dr} = \frac{D_{gdr(i)}}{P_{fh}}, \ [kg/t] \quad G_m = \frac{D_{gm(i)}}{P_{fh}}, \ [Nm^3/t]$$

$$C_{lt} = \frac{D_{cls(i)}}{P_{fh}}, \ [kg/t]$$

Cantitatea echivalentă de cocs — K_{te}, înlocuită prin gudron, gaz metan și combustibil lichid smolos, se determină cu relația :

$$K_{te} = I_{cocs}^{gudron} \cdot G_{dr} + G_m + 1{,}04 \cdot C_{ls}, \ [kg/t]$$

Consumul specific de cocs tehnic fizic — K_{tf} — se poate determina cu relația :

$$K_{tf} = K_{t(l)} - K_{te}, \ [kg/t]$$

Consumul orar de cocs tehnologic — K_{th} — cu umiditatea — Wi — se determină cu relația :

$$K_{th} = K_{tf} \cdot P_{fh} \cdot \frac{100}{100 - W_i}, \ [kg/h]$$

Cantitatea de cocs tehnologic — K_{ul} — cu umiditatea — Wi — care trebuie introdusă în unitatea de încărcare este :

$$K_{ul} = \frac{100 \cdot K_{th}}{100 - W_i}, \ [kg/UI]$$

Cantitatea orară de oxigen necesară arderii la gurile de vînt a cocsului și a celorlalți combustibili auxiliari — O_2 nec — se determină cu relația :

$$O_{2\,nec} = 0{,}00634 \cdot C_K \cdot K_{th} + 0{,}85 \cdot D_{gdr(l)} +$$

$$+ 0{,}5 \cdot D_{gm(l)} + 0{,}61 \cdot D_{cls(i)}, \ [Nm^3/h]$$

Debitul orar de aer — D_{ah} — avînd conținutul procentual de oxigen „O_2" care trebuie suflat în furnal, este dat de relația :

$$D_{ah} = \frac{115 \cdot O_{2\,nec}}{O_2} = \frac{1}{O_2} [0{,}729 \cdot C_K \cdot K_{th} +$$

$$+ 97{,}75 \cdot D_{gdr(i)} + 57{,}5 \cdot D_{gm(l)} + 70{,}15 \cdot D_{cls(i)}],$$

$$[Nm^3/h]$$

Debitul orar de gaze obținute din arderea combustibililor în zona oxidantă a furnalului — D_{gh} — se obține cu relația :

$$D_{gh} = 0{,}0054\ C_K \cdot K_{th} + 1{,}392 \cdot D_{gdr(i)} + 2{,}425 \cdot D_{gm(i)} + 1{,}098 \cdot D_{cls(i)} + \frac{1}{O_2}[0{,}729\ C_K \cdot K_{th} + 97{,}75 \cdot D_{gdr(i)} + 57{,}5 \cdot D_{gm(i)} + 70{,}15 \cdot D_{cls(i)}],\ [Nm^3/h]$$

Determinarea corelațiilor între parametrii de suflare

Corelația dintre temperatura teoretică din zona de ardere $T_{za(f)}$, parametrii de suflare și consumul orar de cocs se determină în modul următor :

$$T_{za}(f) = \frac{15{,}912 \cdot C_K \cdot K_{th} + 1538{,}24 \cdot D_{gdr(i)} + D_{gm(i)} + 1120{,}94 \cdot D_{cls(i)} + D_{ah}[(C_a + 0{,}01\varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a - 25{,}8\varphi]}{C_{gf} \cdot D_{gh}},\ [°C]$$

Corelația dintre consumul orar de cocs tehnologic — $K_{ti(f)}$ — cu umiditatea — W_i — și parametrii de suflare în condițiile realizării în zona de ardere a temperaturii $T_{za(i)}$ este :

$$K_{th}(f) = \frac{T_{za(i)} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 1583{,}24 \cdot D_{gdr(i)} - 439 \cdot D_{gm(i)} - 1120 \cdot D_{cls(i)} - D_{ah}[(C_a + 0{,}01 \cdot \varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a + 25{,}8 \cdot \varphi]}{15{,}912 \cdot C_K},$$

$[kg \cdot \text{cocs tehn.}/h]$

Corelația dintre debitul orar de gudron notat — $D_{gdr}(f)$ — și parametrii de suflare în condițiile realizării în zona de ardere a unei temperaturi $T_{za(i)}$ se determină astfel :

$$D_{gdr}(f) = \frac{T_{za(i)} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 15{,}912 \cdot C_K \cdot K_{th} - 439 \cdot D_{gm(i)} - 1120 \cdot D_{cls(i)} - D_{ah}[(C_a + 0{,}01\varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a + 25{,}8 \cdot \varphi]}{1583{,}24},$$

$[kg/h]$

Corelația dintre debitul orar de gaz metan notat — $D_{gm}(f)$ — și parametrii de suflare în condițiile unei temperaturi în zona de ardere $T_{za(i)}$ este :

$$D_{gm}(f) = \frac{T_{za(i)} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 15{,}912 \cdot C_K \cdot K_{th} - 1538{,}24 \cdot D_{gdr(i)} - 1120 \cdot D_{cls(i)} - D_{ah}[(C_a + 0{,}01 \cdot \varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a + 25{,}8 \cdot \varphi]}{439},$$

$[Nm^3/h]$

Corelația dintre debitul orar de combustibil lichid smolos — $D_{cls}(f)$ — și parametrii de suflare în condițiile unei temperaturi în zona de ardere — $T_{za(i)}$ se prezintă astfel :

$$D_{cls}(f) = \frac{T_{za(i)} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 15{,}912 \cdot C_K \cdot K_{th} - 1538{,}24 \cdot D_{gdr(i)} - 439 \cdot D_{gm(i)} - D_{ah}[(C_a + 0{,}01 \cdot \varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a + 25{,}8 \cdot \varphi]}{1120},$$

$[kg/h]$

Corelația dintre debitul orar de aer necesar notat — $D_{ah}(f)$ — și parametrii de suflare în condițiile unei temperaturi în zona de ardere — $T_{za(i)}$ este :

$$D_{ah}(f) = \frac{T_{zal} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 15{,}912 \cdot C_K \cdot K_{th} - 1583{,}24 \cdot D_{gdr(i)} - 439 \cdot D_{gm(i)} + 1120 \cdot D_{cls(i)}}{(C_a + 0{,}01 \cdot \varphi \cdot C_{apa}) \cdot t_a - 25{,}8 \cdot \varphi},$$

$[Nm^3/aer/h]$

A cest debit de aer este necesar a fi suflat în creuzet în ipoteza că el conține (O_2) procente oxigen și (φ) procente umiditate.

Corelația dintre temperatura aerului suflat — $t_a(f)$ — și parametrii de suflare în condițiile realizării în zona de ardere a unei temperaturi $T_{za(i)}$ se notează astfel :

$$t_a(f) = \frac{T_{za(i)} \cdot C_{gf} \cdot D_{gh} - 15{,}91 \cdot C_K \cdot K_{th} - 1583{,}24 \cdot D_{gdr(i)} - 439 \cdot D_{gm(i)} + 25{,}8 \cdot \varphi \cdot D_{ah} - 1120 \cdot D_{cls(i)}}{C_a + 0{,}01 \cdot \varphi \cdot C_{apa}},\ [°C]$$

Ecuațiile prezentate mai sus redau corelațiile globale dintre parametrii de suflare și o funcție rezultantă provenită ciclic dintre aceștia.

Ecuațiile pot fi utilizate rapid și cu exactitate maximă, dacă ele servesc la alcătuirea unui program de calcul pentru un calculator de proces.

Liniarizînd aceste relații printr-o metodă matematică, se pot obține dependentele liniare dintre o funcție Y și variabile X_i:

$$Y = a_0 \sum_{i=1}^{n} \varepsilon_i^Y \cdot X_i$$

În aceste relații liniarizate coeficienții ε_i^Y arată influența parametrului X_i asupra funcției Y, semnul (+) al parametrului ε_i^Y indică o dependentă direct proporțională, iar semnul (—) o dependentă invers proporțională.

Mai concret, dacă $\varepsilon_i^Y > 0$, creșterea lui X_i duce la creșterea lui Y, iar dacă $\varepsilon_i^Y < 0$, creșterea lui X_i duce la scăderea lui Y.

Mărimea absolută a coeficientului ε_i^Y, pentru „i" luînd valori distincte, arată ponderea influenței factorului X_i asupra funcției Y, adică $|\varepsilon_i^Y| > |\varepsilon_j^Y|$ arată o influență mai mare a factorului X_i asupra funcției Y, față de factorul X_j.

Formele liniarizate ale corelațiilor prezentate mai sus sînt următoarele :

$T_{za}(f) = 2{,}79 + 0{,}0315 \cdot K_{th} + 0{,}036 \cdot$
$\cdot D_{gdr(i)} + 0{,}01\ D_{gm(i)} + 0{,}025 \cdot D_{cls(i)} +$
$+ 0{,}079 \cdot D_{ah} \cdot$ °C ;

$K_{th}(f) = 31{,}70 \cdot T_{za(i)} - 1{,}143 \cdot D_{gdr(i)} -$
$- 0{,}317 \cdot D_{gm(i)} - 0{,}809 \cdot D_{cls(i)} - 0{,}251 \cdot$
$\cdot D_{ah} - 45{,}15$, kg/h ;

$D_{gdr}(f) = 0{,}425 \cdot T_{za(i)} - 0{,}874 \cdot K_{th} -$
$- 0{,}277 \cdot D_{gm(i)} - 0{,}707 \cdot D_{cls(i)} - 0{,}219 \cdot$
$\cdot D_{ah} + 52772{,}42$, kg/h ;

$D_{gm}(f) = 99{,}98 \cdot T_{za(i)} - 2{,}996 \cdot K_{th} - 3{,}606 \cdot$
$\cdot D_{gdr(i)} - 2{,}551 \cdot D_{cls(i)} - 0{,}793 \cdot D_{ah} -$
$- 4951{,}19$, Nm^3/h ;

$D_{cls(i)} = 39{,}18 \cdot T_{za(i)} - 1{,}174 \cdot K_{th} -$
$- 1{,}41 \cdot D_{gdr(i)} - 0{,}39 \cdot D_{gm(i)} - 0{,}31 \cdot D_{ah} -$
$- 2028{,}89$, kg/h ;

$D_{ah(f)} = 126{,}05 \cdot T_{za(i)} - 3{,}77 \cdot K_{ht} -$
$- 4{,}546 \cdot D_{gdr(i)} - 1{,}26 \cdot D_{gm(i)} - 3{,}21 \cdot$
$\cdot D_{cls(i)} - 6459\text{-}92$, Nm^3/h ;

$t_a(f) = 1{,}29 \cdot 10^5 \cdot T_{za(i)} - 3838 \cdot 2 \cdot K_{th} -$
$- 4656{,}58 \cdot D_{gdr(i)} - 1291{,}17 \cdot D_{gm(i)} -$
$- 3294{,}11 \cdot D_{cls(i)} + 75{,}88 \cdot D_{ah} +$
$+ 1307{,}77216 \cdot 10^5$, °C

Concluzii

Modelul matematic rezultat prin ecuațiile prezentate servește la conducerea asistată de calculator a procesului de elaborare a fontei în furnal.

Pentru conducerea cu calculator a furnalului se realizează mai întîi simularea procesului pe baza modelului, din simulare trăgîndu-se concluzii importante și putîndu-se determina coeficienții de corelație pentru unele din ecuații.

Se obține astfel un model care să redea fidel desfășurarea procesului din furnal, contribuind astfel la implementarea tehnicii avansate de calcul la elaborarea fontei în condițiile păstrării unor corelații optime ale parametrilor de suflare, deci cu realizarea de productivități maxime în condiții de consumuri specifice optime.

BIBLIOGRAFIE

[1] Pavlov, M. A. Metalurgia fontei, 1949.

[2] Jamaluddin *Mathematical modelling of combustion in blast furnace raceways, including injection of pulverized coal.* In : Iron Making and Steel Making, nr. 2, 1986.

[3] Jarosevski, S.I. *Topirea fontei cu folosirea de amestecuri combustibile.* In : Stal, nr. 6, 1987.

[4] * * * *Relații de bază între utilizarea gazului, consumul de carbon și bilanțul termic la furnal.* In : Stahl und Eisen, nr. 24, 1981.

[5] Decker, A., Poos, A. *Injection de gaz reformis dans la cuve du haut fourneau pour abaisser la mise au mille de coke.* In : C. I. T., nr. 3, 1973.

[6] * * * — *Dezvoltarea unui control mai eficace al funcționării furnalului de la Koverhar.* In : Revue de Mettallurgie, nr. 2, 1981.

CERCETĂRI PRIVIND ARDEREA UNOR COMBUSTIBILI AUXILIARI ÎN CÎMP ULTRASONOR LA FURNALE

Prof. dr. ing. N. Murguleț
șef lucrări ing. C. Predescu
prof. dr. ing. A. Nicolae—Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.162.28

Realizarea sursei termice a furnalelor a constituit și constituie una din problemele majore ale metalurgiei mondiale. Condițiile severe impuse combustibilului folosit pentru realizarea sursei de căldură de particularitățile procesului din furnal și de caracteristicile cerute fontei produse au consacrat în timp cocsul ca fiind singurul combustibil adecvat cerințelor acestui agregat tehnologic.

Caracterul deficitar — mereu mai pronunțat — al acestui combustibil, determinat de resursele reduse de materii prime pentru fabricarea sa și dezvoltarea uriașă în ultimul timp a producției de fontă (impusă de dezvoltarea producției de oțel), a condus la acțiuni ce aveau drept scop reducerea consumului de cocs metalurgic. O măsură importantă în acest scop a constituit-o utilizarea alături de cocsul metalurgic la realizarea sursei de căldură și a altor combustibili, denumiți, în acest caz, combustibili auxiliari, deoarece și în această situație cocsul rămâne principalul combustibil al furnalului. Acțiunea de reducere a consumului de cocs metalurgic prin combustibili auxiliari s-a extins mult în lume, iar în ultimul timp se fac eforturi pentru reducerea consumului specific de cocs prin creșterea ponderii combustibililor de substituție.

Modul de constituire a sursei de căldură Q_{sc} este dependent de formele de energie primară (Q_{pr}) participante.

Astfel, la furnalele la care se utilizează — drept energie primară — numai cocsul metalurgic, ce participă cu energia Q_{pr1}, la nivelul conturului de bilanț al sistemului termodinamic apare relația:

$$Q_{sc} = Q_{pr1} + Q_{s1} \quad (1)$$

În acest caz, gradul de participare (η_1) a energiei primare (Q_{pr1}) a cocsului la constituirea sursei de căldură:

$$\eta_1 = \frac{Q_{pr1}}{Q_{sc}} = \frac{Q_{sc} - Q_{s1}}{Q_{sc}} = 1 - \frac{Q_{s1}}{Q_{sc}} \quad (2)$$

este dependent de gradul de participare a surselor de energie secundară (Q_{s1}) care, în cazul particular al furnalului, include parțial căldura recuperată (Q_{rec}) din sistem, parțial o altă formă de energie primară sau/și recuperarea dintr-o altă sursă ($Q_{s1} = Q_{rec} + Q_{cb}$).

La furnalele la care energia primară ce participă la constituirea sursei de căldură (ΣQ_{pr}) provine atît din energia primară a cocsului cît și din energia primară a unui combustibil înlocuitor parțial al combustibilului de bază (Q_{pr2}), expresia matematică a bilanțului are forma:

$$Q_{sc} = \Sigma Q_{pr} + Q_{s1} = Q_{pr1} + Q_{pr2} + Q_{s1} \quad (3)$$

iar gradul de participare (η_2) a cocsului (Q_{pr1}) la constituirea sursei de căldură Q_{sc} devine:

$$\eta_2 = \frac{Q_{pr1}}{Q_{sc}} = \frac{Q_{sc} - (Q_{pr2} + Q_{s1})}{Q_{sc}} = 1 - \frac{Q_{pr2} + Q_{s1}}{Q_{sc}} \quad (4)$$

Acesta exprimă faptul că pentru a diminua participarea cocsului metalurgic deficitar și scump la constituirea sursei de căldură a furnalului este necesar să crească atît ponderea de participare a combustibilului auxiliar (Q_{pr2}/Q_{sc}), cît și cea a energiei secundare (Q_{s1}/Q_{sc}) introduse în sistemul temodinamic prin intermediul aerului de combustie preîncălzit ($Q_{s1} = v_a c_p|^{ta} \cdot t_a$).

Definind însă sursa de căldură Q_{sc} ca fiind totalitatea cantităților de căldură din sistemul termodinamic la nivelul zonelor de ardere din creuzetul furnalului, raportate la temperatura normală de referință ($T_0 = 273$ K), rezultă că în cel de-al doilea caz, caracterizat inițial prin relația (3), ecuația generală de bilanț este:

$$Q_{sc} = \Sigma Q_{pr} + \Sigma Q_s = Q_{pr1} + Q_{pr2} + Q_{s1} + Q_{s2} \quad (5)$$

iar gradul de participare a cocsului metalurgic (η_3) la constituirea sursei de căldură devine:

$$\eta_3 = \frac{Q_{pr1}}{Q_{sc}} = \frac{Q_{sc} - (Q_{pr2} + \Sigma Q_s)}{Q_{sc}} = 1 - \frac{Q_{pr2} + \sum Q_s}{Q_{sc}} \quad (6)$$

în care Q_{s2} exprimă căldura adusă în creuzetul furnalului de cocsul metalurgic și materialele supuse prelucrării tehnologice pentru obținerea fontei ce se preîncălzesc în mersul lor descendent în furnal.

În figura 1 se arată reprezentarea grafică a modului de constituire a sursei de căldură a furnalului, în condițiile exprimate prin relația (5).

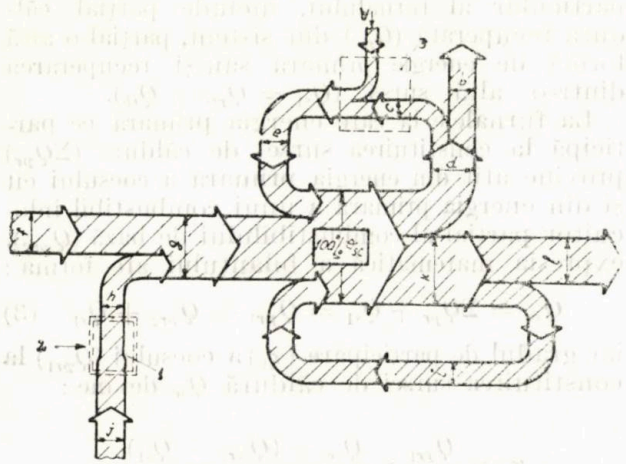


Fig. 1. Reprezentarea grafică a procesului de constituire a sursei de căldură la furnale : 1 — sistemul gurilor de vînt ; 2 — energia ultrasonică ; 3 — echipamentul pentru încălzirea aerului de combustie ; a — Q_{cb} ; b — ΣQ_p ; c — Q_{rec} ; d — ΣQ_g ; e — Q_{s1} ; f — Q_{pr1} ; g — ΣQ_{pr1} ; h — Q_{pr2} ; i — Q_{s2} ; l — Q_u (căldura utilă)

Fig. 1. Graphic diagram of blast furnace heat source formation : 1 — tuyere system ; 2 — ultrasonic energy ; 3 — combustion air heating equipment ; a — Q_{cb} ; b — ΣQ_p ; c — Q_{rec} ; d — ΣQ ; e — Q_{s1} ; f — Q_{pr1} ; g — ΣQ_{pr} ; h — Q_{pr2} ; i — Q_{s2} ; l — Q_u (useful heat)

După diferite încercări privind utilizarea combustibililor auxiliari în furnal, modul de a fi introduși prin sistemul gurii de vînt (definit ca ansamblul alcătuit din gura de vînt propriu-zisă și zona de ardere a cocsului aflată în fața ei) a devenit în prezent singura soluție practicată, indiferent de starea de agregare a acestora. Experiența dobîndită în timp a dus la concluzia că aportul combustibililor auxiliari în acțiunea de economisire a cocsului este dependent de gradul de ardere completă a acestora în zona oxidantă a sistemului gurii de vînt.

La utilizarea combustibililor auxiliari pentru realizarea sursei de căldură la furnale, trebuie avut în vedere și aspectul cantitativ, exprimat prin viteza de consum a acestor combustibili :

$$W_{cons} = \frac{C_{os}}{\frac{1}{K} + \frac{d_0}{Nu_d \cdot D}} \cdot A_r \qquad (7)$$

în care D este coeficientul de difuzie, C_{os} — concentrația reactantului la suprafața de reacție, K — constanta reacției, iar A_r — suprafața totală de reacție.

Rezultă că, în cazul folosirii de combustibili auxiliari cu reactivități chimice mari, viteza reacției în procesul de ardere, respectiv viteza de consum (w_{cons}), devine dependentă de intensitatea procesului de difuzie a oxigenului la nivelul suprafeței de reacție. Relația (7) arată că, în cazul în care atît concentrația oxigenului (C_{os}) în sistemul gurii de vînt, cît și suprafața de reacție oferită de unitatea de masă a combustibilului sînt la nivelul unor limite impuse de considerente tehnologice sau economice, intensitatea schimbului de masă dintre reactanți devine cel mai important factor de reglare a vitezei de consum (w_{cons}). Avînd în vedere influența pe care o are energia ultrasonică asupra intensificării schimbului de masă, apare ca o soluție oportună utilizarea ultrasunetelor în procesul de ardere a combustibililor auxiliari în sistemul gurii de vînt al furnalelor. Energia ultrasonică s-a dovedit — prin încercările preliminare efectuate în cadrul U. P. B. — că este un mijloc destul de eficient prin care se poate acționa în sensul intensificării proceselor metalurgice. Această metodologie poate fi recomandată și pentru a se obține înlocuirea unor cantități mai mari de cocs metalurgic la furnale prin combustibili auxiliari, în condițiile unor grade înalte de utilizare a acestora.

De asemenea, necesitatea unor cercetări privind utilizarea energiei ultrasonice la arderea combustibililor în furnale este susținută și de alte premise, cum ar fi :

— la alimentarea furnalului cu debite de aer preîncălzit constante, energia ultrasonică, mărind viteza de reacție în zona de ardere la nivelul realizat în condițiile nefolosirii ultrasunetelor, obligă ca, la utilizarea acestora, alimentarea cu aer să se facă la debite corespunzătoare mărite, ceea ce va atrage după sine o creștere a nivelului de producție a furnalului ;

— cîmpul sonor din zonele de ardere ale creuzetului furnalului ar putea constitui și un corectiv al calității cocsului folosit.

Dintre metodele de generare a ultrasunetelor în cîmpul fronturilor în care decurge arderea combustibililor auxiliari în sistemul gurii de vînt, este convenabilă metoda hidrodinamică, acest proces realizîndu-se folosind energia cinetică a cel puțin unuia din fluidele aflate în sistem (combustibil, agent de pulverizare sau/și aer de combustie).

Cercetările ce urmează a fi efectuate în laboratoarele Facultății de Știința și Ingineria Materialelor Metalice București vor fi inițiate pe baza următoarelor considerente privind realizarea generatoarelor ultrasonice și amplasarea lor în sistemul gurilor de vînt :

— vor fi testate mai multe clase de generatoare hidrodinamice de tipul „promotori de

turbulență statică" realizate pe baza schițelor prezentate în figurile 2 și 3;

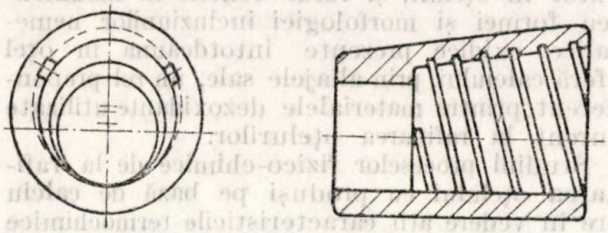


Fig. 2. Gura de vînt cu generator de tip inelar cu prag cu înălțime variabilă

Fig. 2. Tuyere with ring-type generator and variable height bridge wall

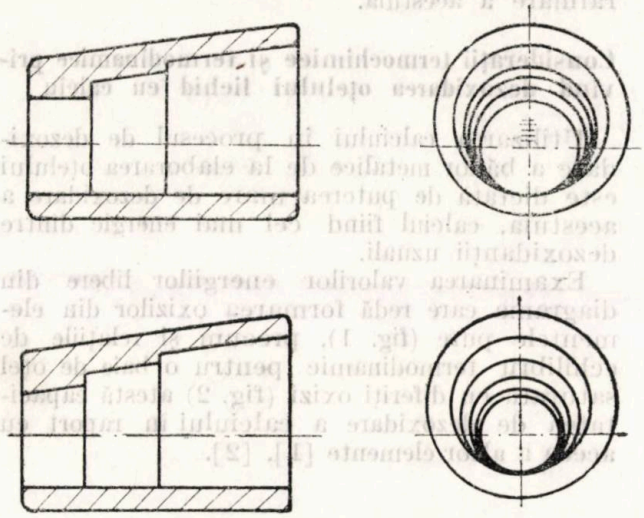


Fig. 3. Gura de vînt cu generator de ultrasunete de tip inelar cu două praguri în serie, cu înălțimi variabile

Fig. 3. Tuyere with ring-type generator and two succesive bridge walls

— obținerea ultrasunetelor în zona de ardere se va face prin două modalități: în primul rînd, folosind ca fluid generator ultrasonic combustibilul auxiliar și, în al doilea rînd, folosind un amestec format din combustibilul gazos, aerul de combustie preîncălzit și gazele arse.

În ceea ce privește desfășurarea propriu-zisă a cercetărilor se menționează faptul că amplasarea generatorului se va face ca în figura 4, iar instalația experimentală se va confecționa după schița prezentată în figura 5.

În concluzie, se poate spune că utilizarea energiei ultrasonice la realizarea sursei de căldură a furnalului duce la:

— creșterea gradului de utilizare a combustibilului folosit și a gradului de înlocuire a cocsului;

— mărirea vitezei de producere a sursei de căldură a furnalului (ca urmare a creșterii intensității schimbului de masă și căldură) și implicit a productivității furnalului.

Cîmpul sonor — în zonele de ardere din creuzetul furnalului — mai poate constitui și un corectiv al calității cocsului folosit.

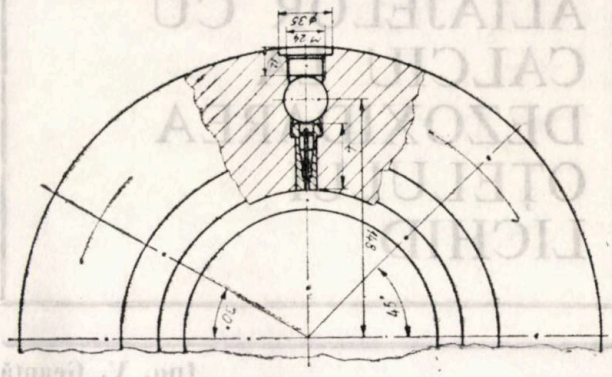


Fig. 4. Amplasarea generatorului de ultrasunete în sistemul gurii de vînt

Fig. 4. Ultrasonic generator positioning in the tuyere zone

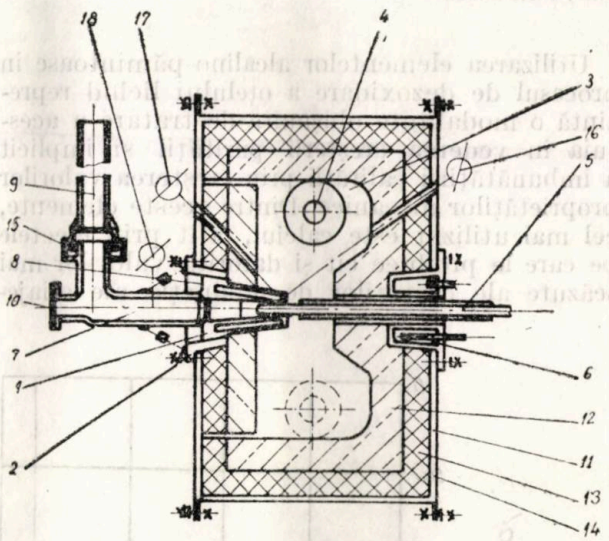


Fig. 5. Stand experimental pentru cercetarea schimbului de masă și căldură în sistemul gurii de vînt a furnalului: 1 — model gura de vînt; 2 — carcasa gura de vînt; 3 — focar; 4 — arzător ultrasonic; 5 — bară răcită; 6 — ghidaj răcit; 7 — ajutaj cu cot răcit; 8 — tirant (3 buc); 9 — coș de fum; 10 — vizor; 11 — blindaj; 12 — căptușeala refractară (beton refractar); 13 — izolație termică; 14 — azbest; 15 — închizător hidraulic; 16, 17, 18 — termocupluri.

Fig. 5. Test for mass and heat exchange in the blast furnace tuyere system; 1 — tuyere pattern; 2 — tuyere enclosure; 3 — firing; 4 — ultrasonic burner; 5 — cooled bar; 6 — cooled guide; 7 — cooled elbow nozzle; 8 — tie-bar (3 pcs); 9 — stack; 10 — sight glass; 11 — armour; 12 — refractory lining (concrete); 13 — heat insulation; 14 — asbestos; 15 — hydraulic lock; 16, 17 — thermocouples

BIBLIOGRAFIE

[1] Murguleț, N. N., A., Dina, Vasilica *Obținerea energiei ultrasonice în convertizoarele cu oxigen.* În: Metalurgia, 1984, nr. 3, p. 229—233.

UTILIZAREA ALIAJELOR CU CALCIU LA DEZOXIDAREA OȚELULUI LICHID

Ing. V. Geantă
dr. ing. E. Berceanu
Universitatea „Politehnica"
București

C.Z. : 669.046.553

Utilizarea elementelor alcalino-pământoase în procesul de dezoxidare a oțelului lichid reprezintă o modalitate obișnuită de tratare a acestuia în vederea creșterii purității și implicit a îmbunătățirii calității prin creșterea valorilor proprietăților mecanice. Dintre aceste elemente, cel mai utilizat este calciul, atît prin efectele pe care le produce cît și datorită valorilor mai scăzute ale costurilor de producție ale aliajelor în care este conținut. Afinitatea sa deosebită pentru oxigen și sulf, elemente cu efect dăunător în oțeluri, și rolul benefic în modificarea formei și morfologiei incluziunilor nemetalice oxidice prezente întotdeauna în oțel oferă calciului, prin aliajele sale, un rol preponderent printre materialele dezoxidante utilizate curent la rafinarea oțelurilor.

Studiul proceselor fizico-chimice de la rafinarea oțelului cu produși pe bază de calciu are în vedere atît caracteristicile termochimice și termodinamice specifice cît și parametrii metalurgici care joacă un rol important în atingerea valorilor optime ale nivelului de puritate al oțelului în funcție de natura căptușelii refractare a agregatului de elaborare sau rafinare a acestuia.

Considerații termochimice și termodinamice privind dezoxidarea oțelului lichid cu calciu

Utilizarea calciului în procesul de dezoxidare a băilor metalice de la elaborarea oțelului este dictată de puterea mare de dezoxidare a acestuia, calciul fiind cel mai energic dintre dezoxidanții uzuali.

Examinarea valorilor energiilor libere din diagrama care redă formarea oxizilor din elementele pure (fig. 1), precum și relațiile de echilibru termodinamic pentru o baie de oțel saturată cu diferiți oxizi (fig. 2) atestă capacitatea de dezoxidare a calciului în raport cu aceea a altor elemente [1], [2].

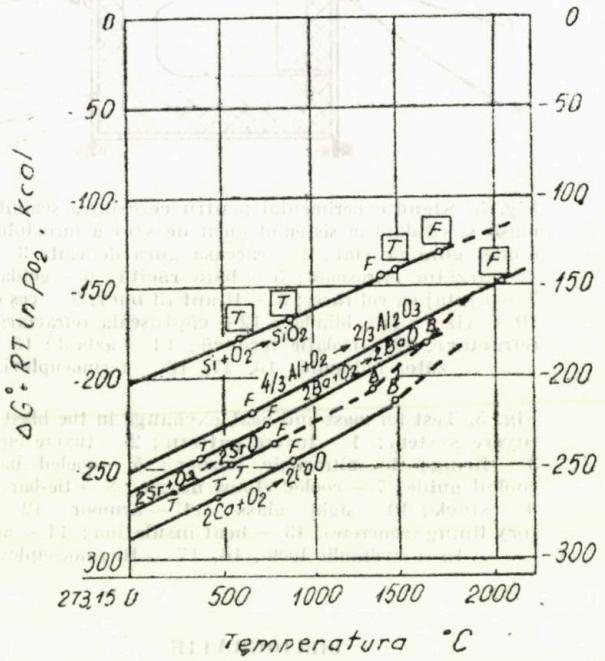


Fig. 1. Capacitatea de dezoxidare a Ca în comparație cu cea a altor elemente

Fig. 1. Ca deoxidation capacity compared with that of other elements

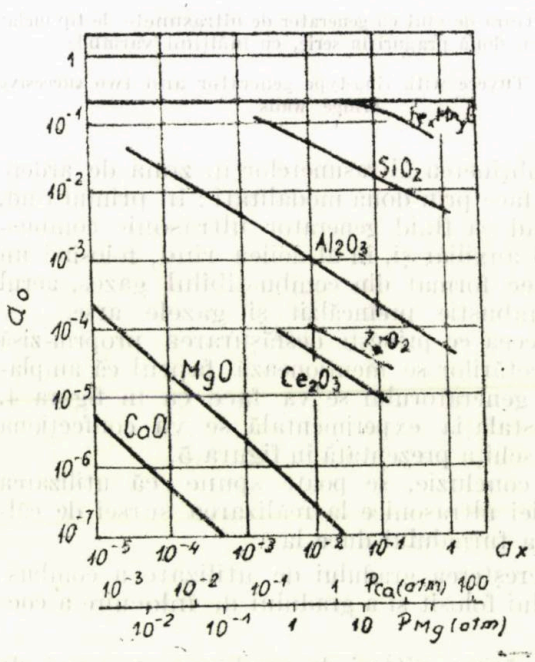


Fig. 2. Echilibre de dezoxidare ale diferitelor elemente în fier lichid la 1600°C

Fig. 2. Deoxidation equilibria for various elements in liquid steel at 1,600°C

Deşi prezintă o mare putere de dezoxidare, calciul nu poate fi utilizat singur ca element dezoxidant datorită tensiunii mari de vapori la temperatura băii metalice, aceasta fiind de 1,6—1,84 atm, aspect care determină trecerea sa sub formă de bule gazoase în oţelul topit [1], [2]. Variaţia cu temperatura a tensiunii de vapori a metalelor alcalino-pămîntoase este prezentată în figura 3.

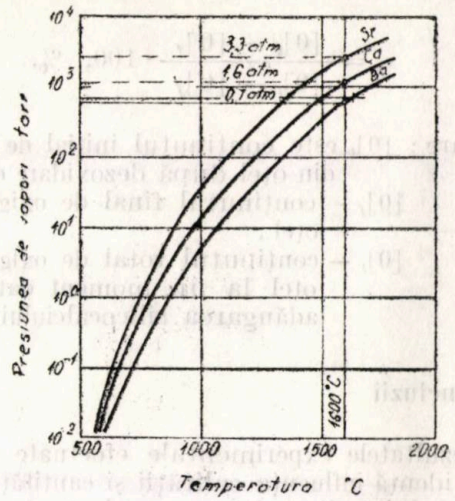


Fig. 3. Variaţia cu temperatura a tensiunii de vapori a elementelor alcalino-pămîntoase

Fig. 3. Variation with temperature of vapour pressure of alkaline-earth metals

Tabelul 1

Relaţii termodinamice şi termochimice privind dezoxidarea oţelului lichid cu calciu

Table 1

Thermodynamic and thermochemical relations in liquid steel deoxidation with Ca

Caracteristici	Elementul : Ca	Oxidul : CaO
Temperatura de topire, °C	839	2950
Temperatura de evacuare, °C	1491	—
Entalpia de vaporizare, cal/at . g	36720	—
Entalpia liberă de formare, cal/mol : {Ca} + + 1/2{O_2} = (CaO)	—	−188500 + 46 · 50 · T
Presiunea de vapori la 1600°C, atm	1,84	—
log[a[O] · p{Ca}/a(CaO)]	—	10,30 −35082/T
a[O] · p{Ca}/a(CaO)	—	$3,7 \times 10^{-9}$
Solubilitatea în fier lichid la 1600°C	0,032%	—
K(CaO) = a(Ca) · a(O) la 1600°C	6×10^{-11}	—

Relaţiile de echilibru între presiunea parţială a calciului şi activitatea oxigenului în soluţie în oţelul lichid pot fi calculate plecînd de la datele termodinamice asupra entalpiei libere de formare a oxidului şi de dizolvare a oxigenului în fiecare lichid (tab. 1). De asemenea, solubilitatea calciului în oţelul lichid este foarte scăzută, fiind de 0,032% la temperatura de 1600°C, mărindu-se în prezenţa altor elemente ca : siliciul, aluminiul, nichelul.

În vederea creşterii eficacităţii procesului de dezoxidare a oţelului cu calciu, din datele prezentate anterior se desprind următoarele observaţii :

— utilizarea calciului în aliaje cu elemente care măresc solubilitatea sa în baia metalică ;

— introducerea aliajelor cu calciu sub formă pulverulentă la adîncimi mari ale băii metalice prin tehnologia de injecţie în oala de turnare.

Influenţa naturii căptuşelii refractare asupra conţinutului rezidual de oxigen

Tratarea oţelului lichid cu produse dezoxidante se face atît în agregatul de elaborare cît şi în oala de turnare, care sînt protejate cu căptuşeli refractare bazice (dolomit, magnezit) sau acide (silica).

Datele prezentate în literatura de specialitate [3], [4] de diverşi autori arată faptul că există o strînsă interdependenţă între conţinutul de oxigen dizolvat şi natura căptuşelii refractare a agregatului de elaborare sau tratare a oţelului lichid, între materialul refractar şi topitura feroasă avînd loc un transfer continuu de oxigen determinat de diverşi factori care influenţează pînă la atingerea unui echilibru chimic.

Procesul de alimentare a băii metalice cu oxigen provenit din căptuşeala refractară este destul de rapid, ceea ce impune limitarea menţinerii îndelungate a oţelului lichid în oalele de turnare.

Valorile conţinutului de oxigen dizolvat se stabilizează în oţelul lichid în timpul procesului de elaborare, în funcţie de natura căptuşelii refractare la valori de 70—500 ppm [3], [4].

Din punct de vedere termodinamic, o căptuşeală refractară pe bază de SiO_2 este mai instabilă, ceea ce conduce la un potenţial de oxigen mai ridicat, astfel că transferul mai intens şi continuu de oxigen la baia metalică face dificilă menţinerea acestuia la valori mai mici de 0,005% (50 ppm) în agregate cu aceste tipuri de căptuşeli refractare [6].

Procedura experimentală

Elaborarea şi dezoxidarea oţelului lichid cu silicocalciu, care conţine 30% Ca, s-au efectuat într-un cuptor cu inducţie cu căptuşeală acidă,

cu o capacitate de 75 kg, greutatea fiecărei șarje fiind de 40 kg, alcătuite din deșeuri feroase curate. Compoziția chimică a fiecărei șarje înainte de dezoxidare este cea prezentată în tabelul 2.

Tabelul 2

Compoziția chimică a oțelului lichid, %

Table 2

Chemical composition of liquid steel

Exp.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1	0,14	0,42	0,25	0,012	0,030	—	—
2	0,12	0,40	0,55	0,020	0,030	0,08	0,10
3	0,18	0,55	0,75	0,015	0,027	0,12	0,10
4	0,22	0,50	0,62	0,028	0,023	0,12	—

Particularitățile procesului de dezoxidare au fost următoarele :

— dezoxidarea cu silicocalciu a fost precedată de dezoxidarea cu aluminiu, în greutate de 2 g/kg ;

— cantitatea de silicocalciu utilizată pentru dezoxidare a fost de 2, 3, 4, 5 g/kg pentru experimentările 1, 2, 3 și 4.

Au fost prelevate probe din baia metalică înainte de dezoxidarea cu aluminiu (Po), după dezoxidarea cu aluminiu (P1) și după dezoxidarea completă cu silicocalciu, la intervale de cîte 1,5 min (probele P2—P6).

Interpretarea rezultatelor

Analiza procesului de dezoxidare a oțelului lichid cu compuși pe bază de calciu într-un agregat cu căptușeală acidă a urmărit punerea în evidență a conținutului de oxigen al acestuia (tab. 3) și evoluția sa în timp.

Eficiența dezoxidării băii metalice la dezoxidarea cu silicocalciu se poate exprima prin gradul de dezoxidare realizat, redat de relația :

$$\eta_0 = \frac{[O]_i - [O]_f}{[O]_i} \cdot 100, \quad \%$$

iar evoluția cinetică a îndepărtării oxigenului incluzionar după adăugarea silicocalciului de relația :

$$\nu_0 = \frac{[O]_t - [O]_f}{[O]_i - [O]_f} \cdot 100, \quad \%,$$

în care : $[O]_i$ este conținutul inițial de oxigen din oțel după dezoxidare cu Al ;

$[O]_f$ — conținutul final de oxigen din oțel ;

$[O]_t$ — conținutul total de oxigen din oțel la un moment dat (după adăugarea silicocalciului).

Concluzii

Rezultatele experimentale efectuate au pus în evidență influența calității și cantității dezoxidantului utilizat în procesul de dezoxidare asupra conținutului de oxigen al băii metalice, evoluția în timp a acestuia, precum și rolul naturii căptușelii refractare asupra procesului de dezoxidare.

Conținutul de oxigen total final depinde de cantitatea de silicocalciu introdusă, care determină, de asemenea, randamentul procesului de dezoxidare.

Utilizarea silicocalciului la dezoxidarea oțelului lichid duce la realizarea unor conținuturi de oxigen scăzute, mai mici decît cele obținute prin utilizarea unor dezoxidanți clasici (Mn, Si, Al) cu randamente ale procesului de dezoxidare care depind de conținuturile inițiale și respectiv finale de oxigen din baie.

Evoluția conținutului de oxigen total din baie exprimă faptul că îndepărtarea oxigenului

Tabelul 3

Concentrația în oxigen a băii după dezoxidare cu Al și SiCa

Table 3

Oxygen contents of melt after deoxidation with Al and SiCa

Exp.	Conținut de oxigen, $\times 10^{-4}$, %							η_0, %
	Po	P1	P2	P3	P4	P5	P6	
1	0,0378	0,0346	0,0235	0,0203	0,0172	0,0124	0,0108	68,78
2	0,0402	0,0367	0,0214	—	0,0158	0,0098	0,0068	73,56
3	0,0418	0,0382	0,0226	0,0153	—	—	0,0073	78,27
4	0,0396	0,0373	0,0222	—	0,0118	—	0,0062	78,01

se produce în timp prin decantarea produşilor de dezoxidare obţinuţi (fig. 5).

La dezoxidarea oţelului cu silicocalciu, conţinutul de oxigen total scade rapid după adăugarea dezoxidantului datorită reacţiei foarte energice a calciului cu oxigenul.

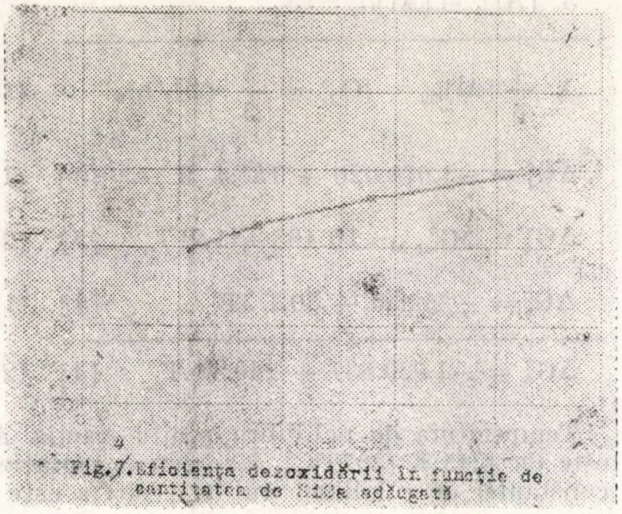


Fig. 4. Eficienţa dezoxidării în funcţie de cantitatea de SiCa adăugată

Fig. 4. Deoxidation efficiency depending on added SiCa quantity

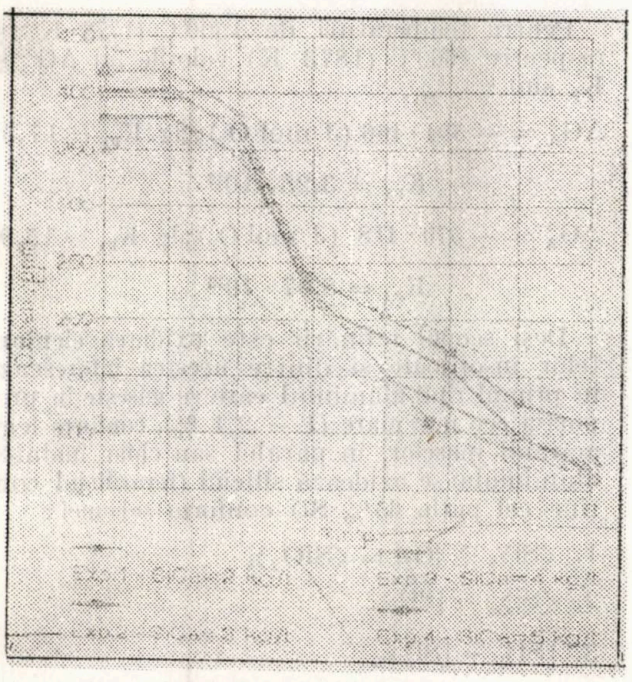


Fig. 5. Dezoxidarea cu SiCa
Fig. 5. Deoxidation with SiCa

Evoluţia cinetică a îndepărtării incluziunilor nemetalice oxidice în urma procesului de dezoxidare cu silicocalciu este liniară (fig. 6).

Natura căptuşelii refractare a agregatului de elaborare-rafinare prezintă o influenţă puternică asupra conţinutului de oxigen după procesul de dezoxidare. Valorile obţinute pentru acesta sînt mai mari în agregatele cu căptuşeală acidă faţă de cele cu căptuşeală refractară bazică, iar menţinerea unor valori scăzute implică cantităţi majorate de dezoxidant (sili-

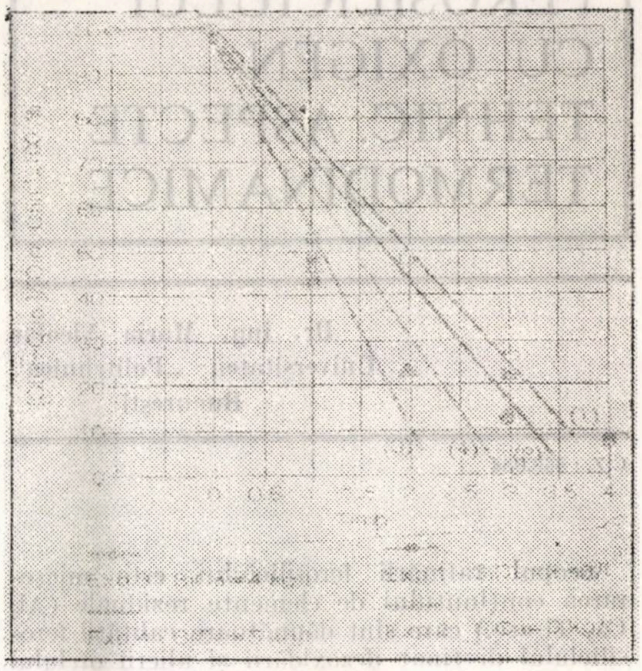


Fig. 6. Cinetica îndepărtării incluziunilor oxidice
Fig. 6. Removal kinetics for oxide inclusions

cocalciu) datorită dizolvării şi transferului continuu al unor cantităţi suplimentare de oxigen din căptuşeală în baia metalică.

Utilizarea aliajelor pe bază de calciu la tratarea oţelului lichid prezintă de asemenea şi alte avantaje metalurgice, ca: mărirea vitezei de eliminare a incluziunilor nemetalice formate în cursul procesului de dezoxidare, micşorarea temperaturii lor de topire şi modificarea formei şi morfologiei interne.

BIBLIOGRAFIE

[1] Plockinger, E. ş. a. *Die Desoxydation mit Barium und Strontium-haltigen Ca-Si-Legierungen.* Radex Rundschau, Austria, nr. 2, 1969.

[2] Bienvenu, Y. ş. a. *Desoxydation et desulphuration de l'acier par des elements alcalino-terreux calcium et barium.* C. I. T., Franţa, nr. 6, 1978.

[3] Brabie, V. ş. a. *Cercetări privind posibilităţile de tratare în stare lichidă a oţelurilor cu destinaţie specială.* Metalurgia, România, nr. 4, 1985.

[4] Folmo, G. ş. a. *Desulphurization of steel in an acid ladle using CaSi and lime-fluor spath mixtures.* A/S Norsk Jernwerk, Rana Norvegia, 2-nd International Conference on Injection Metallurgy, Lulea, MEFOS, Jernkontoret, 1980.

[5] Sandberg, N. *Si-desoxidation of steel by injection of slags with low SiO — acticvity. 1-st International Conference on Injection Metallurgy,* Luleă, MEFOS, Jernkontoreţ, 1977.

[6] Spetzler, E. ş. a. *L'influence de l'insufflation des elements alcalino-terreux en poche sur les caracteristiques mecaniques de l'acier.* C. I. T., Franţa, nr. 5, 1976.

[7] Jeanneau, M. *Traitement de l'acier par l'insufflation de silico-calcium en poche.* Revue de Mettallurgie — C. I. T., Franţa, nr. 6, 1981.

RAFINAREA FEROSILICIULUI CU OXIGEN TEHNIC. ASPECTE TERMODINAMICE

Dr. ing. Maria Nicolae
Universitatea „Politehnica"
București

C.Z.: 669.054

Scopul rafinării ferosiliciului este micșorarea conținutului de elemente reziduale (Al, Ca, Ti etc.) care sînt dăunătoare calității ferosiliciului destinat dezoxidării și alierii oțelului silicios din care se fabrică benzile cu grăunți orientați pentru uz electrotehnic.

Prin procedeul de rafinare a ferosiliciului se urmărește oxidarea impurităților și îndepărtarea avansată a produselor rezultate din baia metalică.

Necesarul de oxigen pentru reacțiile de oxidare poate fi introdus în baia metalică :

— sub formă de oxigen tehnic prin dop poros sau injectare, metodă uzual combinată cu injectarea unor materiale pulverulente pentru formarea zgurii ;

— sub formă de agenți oxidanți (hematită, siderită etc.) adăugați prin metoda injecției ;

— prin tratament cu zgură sintetică combinat cu barbotare cu gaze inerte pentru creșterea eficienței rafinării.

Alegerea metodei de introducere în baia metalică a oxigenului necesar oxidării influențează foarte mult bilanțul termic și cinetica procesului de rafinare, dar în principiu nu influențează echilibrul chimic al reacțiilor care au loc la rafinare.

Rafinarea ferosiliciului cu oxigen gazos prin barbotare

Datele termodinamice referitoare la procesul de rafinare a ferosiliciului standard cu oxigen gazos prin barbotare pot fi obținute pe cale indirectă, pe baza legii lui Hess, după următoarea schemă :

1. $\frac{4}{3}\langle Al\rangle_s + \{O_2\} = \frac{2}{3}\langle Al_2O_3\rangle_s$
2. $\langle Al\rangle_s \rightarrow [Al]_l$
3. $[Al]_l \rightarrow [Al]_{1\%}$

A. $\frac{4}{3}[Al]_{1\%} + \{O_2\} = \frac{2}{3}\langle Al_2O_3\rangle_s$ (1)

$\Delta G_1^\circ = -1.078.020 + 185{,}4\ T$ [J] (1)

$\Delta G_2^\circ = \Delta G_{top\ Al}^\circ = 10.463 - 11{,}21\ T$ [J] (2)

$\Delta G_3^\circ = -55.350 - 30{,}1 \cdot T$ [J] (1)

$\Delta G_A^\circ = -1.020.837 + 240{,}48\ T$ [J] (2)

Temperatura de echilibru pentru reacția A este de 4245 K (3972°C), iar expresia variației constantei de echilibru cu temperatura este :

$$\lg K_{p_A} = \frac{53 \cdot 308}{T} - 12{,}56 \qquad (3)$$

Pentru temperaturi de 1500°C (1773 K) și respectiv 1600°C (1873 K) valorile lui ΔG° și K_p sînt :

$\Delta G_A^\circ = -594 \cdot 466$ (J/mol O_2) ; $\lg K_{p_A} = 17{,}5$;

$K_{p_A} = 3{,}25 \cdot 10^{17}$

$\Delta G_A^\circ = -570 \cdot 418$ (J/mol O_2) ; $\lg K_{p_A} = 15{,}9$;

$K_{p_A} = 8{,}07 \cdot 10^{15}$

Deși scopul rafinării este oxidarea elementelor însoțitoare și dintre acestea interesează în primul rînd aluminiul care se găsește în proporția cea mai mare (1 — 2,4 %), conform legii acțiunii maselor, în paralel sau chiar înaintea aluminiului se oxidează siliciul (ferosiliciul conține cel puțin 65 % Si) conform schemei :

1. $\langle Si\rangle_s + \{O_2\} = \langle SiO_2\rangle_s$
2. $\langle Si\rangle_s \rightarrow [Si]_l$
3. $[Si]_l \rightarrow [Si]_{75\%}$

B. $[Si]_{75\%} + \{O_2\} = \langle SiO_2\rangle$ (4)

$\Delta G_1^\circ = -889 \cdot 330 + 189{,}51\ T$ [J] (1)

$\Delta G_2^\circ = \Delta\Omega^\circ \Delta G^\circ top\ Si = 50 \cdot 638 - 30{,}08\ T$ [J] (2)

$\Delta G_3^\circ = RT \ln a_{Si} = 8{,}314\ T \ln 0{,}82$ [J] (3)

$\Delta G_B^\circ = -939 \cdot 968 + 22 \cdot 124\ T$ [J] (5)

Pentru determinarea valorii lui $\overline{\Delta G_3^\circ} = RT \ln a_{Si}$ a fost necesară stabilirea valorii activității siliciului în ferosiliciu.

În sistemul Fe—Si cu 75% Si, fracțiile molare ale fierului și siliciului sînt $X_{Fe} = 0{,}143$ și respectiv $X_{Si} = 0{,}857$, iar activitățile lor, ținîndu-se seamă și de influența aluminiului asupra coeficientului de activitate al siliciului sînt: $a_{Fe} = 0{,}086$ [4] și respectiv $a_{Si} = 0{,}82$ [5].

Temperatura de echilibru este de 4248,6 K (3976,6°C), iar expresia variației constantei de echilibru cu temperatura:

$$\lg K_p = \frac{49081{,}8}{T} - 11{,}55 \qquad (6)$$

Valorile caracteristicilor termodinamice ΔG° și K_p pentru temperaturile de 1506 și 1600°C sînt:

$$\Delta G_B^\circ = -547 \cdot 709{,}5 \text{ (J/mol } O_2);$$

$$\lg K_{pB} = 16{,}13; \quad K_{pB} = 1{,}37 \cdot 10^{14}$$

$$\Delta G_B^\circ = -525 \cdot 585{,}5 \text{ (J/mol } O_2);$$

$$\lg K_{pB} = 14{,}65; \quad K_{pB} = 4{,}55 \cdot 10^{16}$$

Comparînd rezultatele obținute pentru valorile caracteristicilor termodinamice (ΔG° și $\lg K_p$) în cazul oxidării aluminiului și siliciului din ferosiliciu la 1500 și respectiv la 1600°C, se pot trage următoarele concluzii:

— întrucît valorile $\lg K_{pA}$ și $\lg K_{pB}$ și respectiv ale K_{pA} și K_{pB} se mențin la valori foarte ridicate pînă la temperaturi înalte, reacțiile decurg foarte ușor, au practic un caracter ireversibil, temperatura de echilibru fiind de aproximativ 4000°C, iar faza gazoasă de echilibru conține foarte puțin oxigen;

— temperatura influențează destul de slab oxidarea aluminiului și siliciului în intervalul studiat, constantele de echilibru scăzînd practic foarte puțin la creșterea temperaturii;

— ambele reacții de oxidare fiind puternic exoterme, se poate aprecia că în procesul de rafinare a ferosiliciului cu oxigen tehnic nu este nevoie de aport exterior de căldură;

— oxidarea siliciului este puternică și, de aceea, pentru micșorarea pierderilor de siliciu trebuie luate măsuri pentru protecția acestuia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. Editura Didactică și Pedagogică, București, 1985.

[2] Kubaschewski, Alcoock, C. B. *Metallurgical Thermochemistry*, Pergamon Press, 1979.

[3] Fruchan, R. J. *Proprietățile termodinamice ale aliajelor lichide* Fe-Si. Mettallurgical Transactions, nr. 1, 1970, p. 865.

[4] Elliot, J. F. *Therm. for steel making*, Addison-Wesley, 1963, Publ. Co. Inc., Pergamon Press, 1963.

[5] Hitric, S. I. *Activitatea siliciului în feroaliaje*. Izvestia VUZ, Ciornaia Metallurghiia, nr. 6, 1970, p. 35—61.

[6] Nicolae, M. *Creșterea gradului de puritate a unor aliaje feroase*, Teză de doctorat, I. P. B., 1989.

Revista revistelor

Giesserei, R.F.G., 1992 nr. 18

— Turnătorii de fontă, oțel și maleabile — iunie '92. Bilanț semestrial cu „lumini și umbre", p. 749

— Temperatura formei ca indicator pentru conducerea procesului de turnare sub presiune, p. 753

— Contribuții la obținerea de grăunți fini la aliajele Al-Si hipereutectice (cu 26% Si), p. 756

— „Motivarea" — o cale spre calificare, productivitate și satisfacție. Schimbul de experiență REFA — Turnătorie 1992, p. 760

Giesserei, R.F.G., 1992, nr. 19

— Comportarea la recirculare și regenerare a materialelor (nisipuri) de formare; aprecierea tehnologică și factori de influență, p. 779

— Cerințe în ceea ce privește eșalonarea și planificarea capacităților în turnătorii. Partea I. Rezultatele unei anchete, p. 787

— Premiul Karl — Hüttenes 1992 pentru lucrări în domeniul regenerării nisipurilor uzate, p. 789

— Sinteză bibliografică asupra mecanizării execuției formelor și miezurilor, p. 793

— Sinteză bibliografică: cuptoare electrice de topire, încălzire și turnare, p. 799

TURNAREA CENTRIFUGALĂ A TUBURILOR DE PRESIUNE DIN FONTĂ CU GRAFIT NODULAR

Dr. ing. I. Ripoșan, dr. ing. M. Chișamera
Universitatea „Politehnica" București
ing. M. Iancău, ing. I. Duma
S. C. "Metalurgica" S. A. Aiud

C.Z.: 621.74.042

Introducere

Alimentarea cu apă potabilă a devenit deosebit de critică pentru majoritatea orașelor, una din cauze constituind-o sistemul de conducte de aducțiune, a căror calitate nu mai corespunde actualelor solicitări. Conductele de aducțiune a apei potabile au fost realizate pînă în prezent fie din fontă cenușie, cu grafit lamelar, fie din ciment, ambele materiale fragile, care nu rezistă la solicitări mecanice mari, îndeosebi la deformări accentuate.

Creșterea continuă a transportului greu, auto și feroviar, mișcările tectonice, construcțiile mari etc. solicită puternic solul, mișcările amplificîndu-se, astfel că se transmit sarcini mari asupra sistemului de conducte de aducțiune ale apei, ele însele solicitate la presiune; toate aceste solicitări provoacă deformări ale conductelor și respectiv fisurarea acestora, în condițiile în care acestea sînt realizate din materiale nedeformabile (fragile). A apărut deci necesitatea realizării lor din materiale ductile.

Stadiul actual al producerii tuburilor de presiune din Fgn pe plan mondial

În prezent, normele internaționale (ISO 2531) prevăd utilizarea tuburilor din fontă cu grafit nodular (fontă ductilă), cu mare capacitate de deformare și rezistență la presiune, în condițiile unei game dimensionale largi [1]:

— diametrul tuburilor: 40 . . . 2000 mm;
— lungimea tuburilor: 4000 . . . 10 000 mm;
— grosimea de perete a tuburilor: 4 . . . 12mm.

Este vorba deci de tuburi turnate, cu grosime de perete redusă, cu lungimi mari și într-o gamă variabilă de diametre.

Referitor la proprietățile mecanice (tab. 1, 2), se impune realizarea concomitentă a unor caracteristici superioare de rezistență la tracțiune și presiune, pe de o parte, și de ductilitate, pe de altă parte.

Corespunzătoare deci unei mărci de tipul Fgn 420—10, respectiv Fgn 420—7 în cazul tuburilor foarte mari, fontele cu grafit nodular destinate turnării centrifugale a tuburilor sînt caracterizate prin norme proprii, specifice acestei destinații speciale, atît pe plan internațional (ISO 2531), cît și într-o serie de țări (ex. AWWA C 151—S. U. A.).

Realizarea acestor caracteristici mecanice impune obținerea unei structuri predominant feritice, cu un control riguros al carburilor, incluziunilor, formelor degenerate de grafit, porozităților etc., motiv pentru care costul este relativ ridicat (tab. 3).

Tabelul 1

Table 1

Tuburi și racorduri de presiune din Fgn, pentru alimentarea cu apă (ISO 2531)

Pressure pipes and fittings in ductile iron for water supply (ISO 2531)

Tipul de piese	Rezistența la tracțiune, Rm, MPa	Limita de curgere, $R_{p0.2}$, MPa	Alungirea, A, %		Duritatea, HB
	D = 40 — — 2000 mm	D = 40 — — 2000 mm	D = 40 — — 1000 mm	D = 1200 — — 2000 mm	
Tuburi turnate centrifugal	min. 420	min. 300	min. 10	min. 7	max. 230
Tuburi turnate static	min. 400	min. 300	min. 5	—	max. 230
Racorduri					max. 250

Tabelul 2

Condițiile încercării la presiune a tuburilor din Fgn (ISO 2531)

Table 2

Pressure test conditions for ductile iron pipes (ISO 2531)

Diametrul tuburilor, D, mm	Presiunea la încercare, MPa	
	Tuburi	Racorduri
80... 300	5... 10	2,5
350... 600	4... 8	1,6
700... 1000	3,2... 6	1,0

Tabelul 3

Costul tuburilor de presiune din Fgn

Table 3

The price of ductile iron pressure pipes

D, mm	Masa specifică, kg/m	Costul tuburilor	
		DM/m	DM/kg
80	14,5	23,27	2,55
200	36	45,20	1,25
300	60,5	74,74	1,24
400	94,5	120,63	1,28

Turnarea centrifugală a tuburilor de presiune constituie o soluție de înaltă productivitate, reprezentînd în prezent baza producerii acestor piese pe plan mondial, în întreprinderi complexe de mare capacitate (peste 50 000 t/an) ce asigură desfășurarea în condiții de eficiență a unor operații multiple [2], [3]:

— elaborarea fontelor în flux continuu, la un nivel de peste 20 t/h;

— modificarea nodulizantă și grafitizantă a fontelor, în ritmul turnării tuburilor și în concordanță cu specificul solidificării acestora (grosime redusă de perete, viteză ridicată de răcire);

— instalații de turnare centrifugală adecvate producerii tuburilor cu lungime mare (4... 10 m) și controlul efectului modificator, prevăzute cu sisteme eficiente de dozare a fontei, de preîncălzire, răcire și vopsire controlată a cochilelor, extragerea tuburilor, curățirea cochilei după turnare etc.;

— secții anexe de producere, preluare și întreținere a unor cochile de mari dimensiuni;

— cuptoare de tratament termic adecvate dimensiunilor și cantităților de tuburi ce trebuie tratate, fără deformarea acestora;

— secții specializate în turnarea racordurilor și altor piese de legătură;

— tratarea interioară (ciment) și exterioară (bitum) a tuburilor înainte de livrare pentru utilizare;

— instalații specializate în testarea la deformare și presiune a tuburilor.

Avînd în vedere multitudinea de operații, echipamente și utilaje ce sînt asociate unei producții de tuburi de presiune din fontă cu grafit nodular, investiția în cazul unei asemenea unități este ridicată, rentabilă fiind numai în condițiile unei producții mari (min. 30... 50 000 t/an), cînd atinge o cifră de afaceri de minimum 100 mil. DM.

Producerea tuburilor de presiune din Fgn în România

Avînd în vedere importanța deosebită a tuburilor de presiune din fontă cu grafit nodular (fontă ductilă), mai multe întreprinderi au dovedit interes în producerea acestora, dar numai la S. C. Metalurgica S.A. Aiud au fost realizate efectiv.

Luarea în considerare a unei asemenea producții a avut la bază experiența acumulată în cadrul acestei întreprinderi în turnarea centrifugală a tuburilor cu lungimi relativ mari, din oțel inoxidabil (îndeosebi pentru industria chimică), dar și a unor piese tubulare din fontă: tuburi de răcire pentru industria chimică, tăvălugi (valțuri) pentru morile de cereale etc.

În condițiile existente la turnătoria centrifugală de tuburi de la S. C. Metalurgica S. A. Aiud a avut loc testarea producerii tuburilor de presiune din fontă cu grafit nodular tip Fgn 420—10, ajungîndu-se la stabilirea unei tehnologii cuprinzînd o serie de elemente originale, îndeosebi în ceea ce privește condițiile de prelucrare a fontei lichide: premodificarea grafitizantă, modificarea nodulizantă la un raport Mg/Ce controlat, postmodificarea grafitizantă succesivă, în condițiile unei compoziții chimice finale controlate etc.

Au fost turnate centrifugal tuburi cu D = 200 mm și L = 3600 mm, în condițiile elaborării fontelor în cuptoare electrice cu încălzire prin inducție, modificării în oala cu bazin (tundish—cover) și aplicării tratamentului termic de recoacere grafitizantă (feritizantă).

În tabelul 4 și figurile 1, 2, 3 sînt prezentate o serie de caracteristici structurale ale fontelor cu grafit nodular în tuburile turnate centrifugal, în stare turnată și după tratamentul termic de recoacere grafitizantă, obținute la S. C. Metalurgica S. A. — Aiud.

Asigurarea unui potențial grafitizant ridicat al fontei, prin acțiuni de pretratament și postmodificare succesivă, ca și un control al acțiunii nodulizante și de intensificare a germinării grafitului, al raportului Mg/Ce au dus la obținerea unei structuri favorabile caracteristicilor mecanice impuse.

Tabelul 4

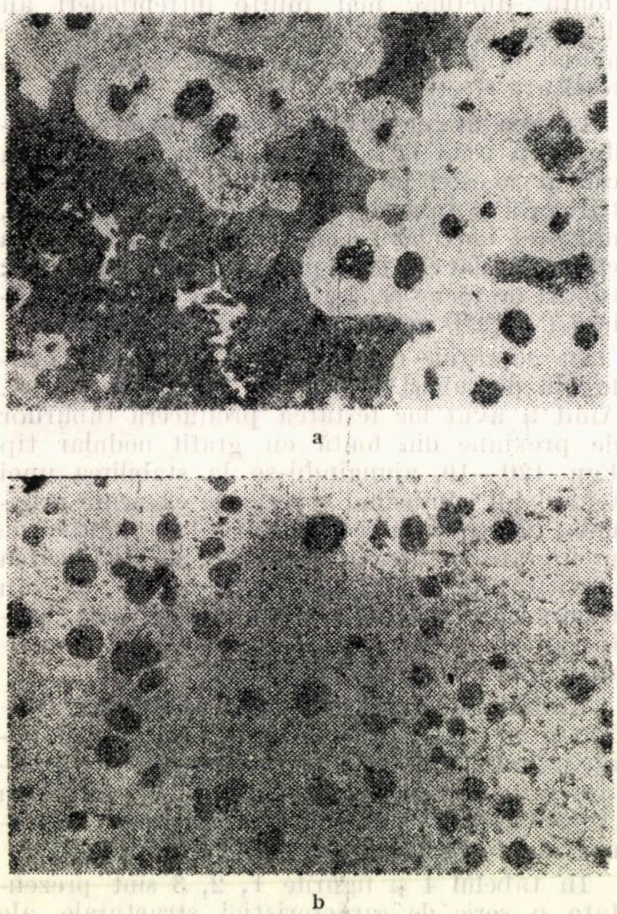
Caracteristici structurale ale tuburilor turnate centrifugal din Fgn

Table 4

Structural features of centrifugally ductile iron pipes

Grafit			Masa metalică, %			
			Ferită/Perlită		Carburi	
Tipul de grafit	Diametrul nodulilor, μm	Nr. nodulilor, l/mm²	T	TT	T	TT
min. 90% Gn	10... 50	100... 300	50... 80	min. 90/10	2... 10	max. 2
max. 10% Gv			20... 50			

Obs. T — stare turnată; TT — tratament termic (recoacere grafitizantă).



a

b

Fig. 1. Structura Fgn în tuburile turnate centrifugal: a — stare turnată; b — tratate termic (atac Nital 2%; 190 : 1)

Fig. 1. Nodular cast iron structure in centrifugally cast pipes a — as cast; b — heat treated (2% Nital etching), × 190

Numărul ridicat de noduli de grafit, respectiv de celule eutectice, determină nu numai reducerea tendinței de formare a carburilor dar și limitarea fenomenului de segregare intercelulară și, ca atare, a fazelor corespunzătoare (în special a carburilor).

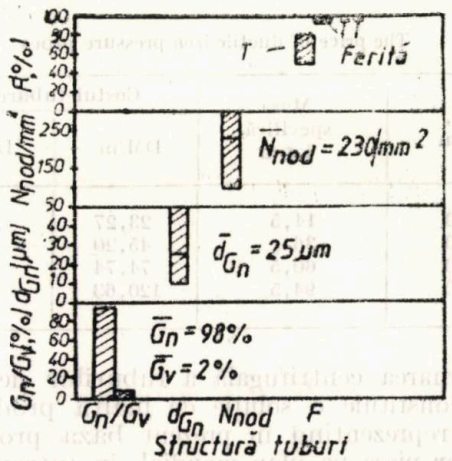


Fig. 2. Caracteristicile structurale obținute

Fig. 2. Structural features

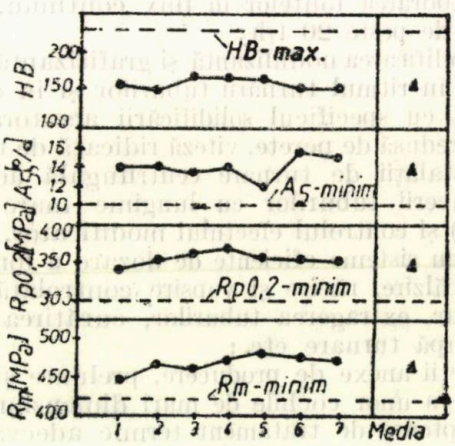


Fig. 3. Caracteristicile mecanice obținute

Fig. 3. Mechanical properties

Se menționează faptul că stabilizarea carburilor libere și legate și a celor cu dispunere intercelulară constituie o problemă importantă

în fabricaţia tuburilor de presiune din fontă cu grafit nodular, feritică, putînd frîna (sau chiar împiedica) descompunerea lor şi, ca atare, reducerea conţinutului carburilor şi perlitei sub limitele critice (max. 2% carburi, max. 10% perlită) [5].

Evitarea acestui fenomen este posibilă în principal prin controlul riguros al elementelor stabilizatoare de carburi şi perlită, deci prin utilizarea unor fonte de înaltă puritate, dar poate fi diminuat în mare măsură prin favorizarea creşterii numărului de celule eutectice, lucru ce realizează tehnologia stabilită.

Controlul compoziţiei chimice de bază şi al elementelor însoţitoare, pe de o parte, şi creşterea accentuată a numărului de noduli de grafit (celule eutectice), pe de altă parte, creează premisele nu numai pentru limitarea formării carburilor la solidificare, ci şi pentru scurtarea duratei tratamentului termic aplicat, în general recomandat în cazul acestor piese.

Masa metalică predominant feritică după tratament termic (sub 10% perlită), absenţa sau limitarea riguroasă a carburilor (sub 2%), controlul fazei incluzionare şi al altor defecte de turnare, ca şi obţinerea grafitului nodular cu compactitate ridicată, în număr mare (în medie 230 nod/mm²) şi de dimensiuni relativ scăzute (media de 25 μm), au favorizat obţinerea unor caracteristici mecanice ridicate (tab. 5, fig. 3).

Tabelul 5

Caracteristicile mecanice ale tuburilor din Fgn, tratate termic

Table 5

Mechanical properties of heat treated ductile iron pipes

Tubul	Nr. probei	Rezistent. la tracţiune, Rm, MPa	Limita de curgere, $R_{p0,2}$, MPa	Alungirea, A_5, %	Duritatea, HB	$\frac{R_{p0,2}}{Rm}$
A	1	447	341	14	156	0,76
	2	465	353	14	153	0,76
	Media	456	347	14	155	0,76
B	1	460	360	13,3	169	0,79
	2	473	369	14	168	0,78
	3	482	356	12	166	0,74
	4	475	357	15,6	156	0,75
	5	473	357	15,2	155	0,74
	Media	473	360	14	163	0,76

Obs. — Probe prelevate din tuburi turnate centrifugal, tratate termic.

Probele prelevate din tuburi au prezentat valori ale caracteristicilor mecanice nu numai corespunzătoare, dar şi reproductibile :

$Rm = 450 - 480$ N/mm², $R_{p\,0,2} = 340 - 370$ N/mm²,

$A_5 = 14 - 16\%$, 150—160 HB, $R_{p\,0,2}/Rm = 0,74 - 0,78$.

Concluzii

Au fost obţinute prin turnare centrifugală tuburi de presiune din fontă cu grafit nodular feritică (D = 200 mm, L = 3,6 mm) corespunzătoare mărcii Fgn 420—10, într-o turnătorie producătoare de tuburi din oţel.

A fost stabilită o tehnologie de prelucrare a fontei lichide, în vederea intensificării grafitizării, bazată pe un pretratament grafitizant, modificare nodulizantă la un raport controlat Mg/Ce şi o postmodificare succesivă, ce a dus la obţinerea grafitului nodular cu compactitate ridicată, în număr mare (în medie 230 nod/mm²) şi la dimensiuni scăzute (media 25 μm).

După un tratament termic de recoacere grafitizantă de scurtă durată, s-a obţinut o structură conţinînd peste 90% ferită şi sub 2% carburi libere.

În aceste condiţii, au fost realizate caracteristici mecanice la valori ridicate, determinate pe probe prelevate din tuburi, ca de exemplu :

$Rm = 450 - 480$ MPa, $R_{p0,2} = 340 - 370$ MPa,

$A_5 = 14 \ldots 16\%$, 150 — 160 HB, $R_{p0,2}/Rm = 0,74 - 0,78$.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * — ISO 2531 — 1979. Standard International, *Tuburi de presiune din fontă cu grafit nodular* (fontă ductilă).

[2] Dvoskin, P. M. ş. a. *Tentrobejnoe litio ciugunnih trub*, Moscova, Ed. Metallurghiia, 1987, p. 170—206.

[3] *Prospecte şi informaţii firme producătoare de tuburi din Fgn*, prin *turnare centrifugală :* Pont-à-Mouson — Franţa ; ACIPCO şi Barlingtore — S.U.A. ; Buderus Eisenverke, Salker Verein Reinstahl Hüttenwerke, Germania ; British Steel Corp, Hallans — Nottingham — Anglia ; Ferro-Braziliego — Brazilia ; Svobodnoi-Sokol — Lipeţk, Rusia

[4] Bellocci, R. — Brevet Franţa, nr. 2, 522. 291, 1983.

[5] Glover, W. D. ş. a. *Effect of Trace Elements and Composition Variables on the Annealing.* Time of Ductile Iron, AFS Transactions, 1984, p. 841 — 859.

UNELE OBSERVAȚII ȘI DATE PRIVIND TURNAREA DIN Fgn A PIESELOR MICI PENTRU AUTOVEHICULE (II)

Prof. dr. ing. C. Ștefănescu

C.Z. : 621.746.01

Într-un articol anterior s-au prezentat cîteva elemente generale privind caracterizarea fontelor Fgn destinate pieselor de autovehicule și tehnologiile specifice de elaborare a acestora. Articolul de față continuă prezentarea anterioară cu elemente de tehnologie de formare, turnare și de caracterizare a defectelor ce apar la fabricarea acestor produse.

Elemente de tehnologie de formare-turnare (rețele de turnare și alimentare)

La sistemul de formare-turnare tip DISAMATIC, rețeaua de turnare, începînd de la pîlnia de turnare și sfîrșind cu alimentatoarele, se găsește în planul vertical de separare a semiformelor (fără rame).

Această amplasare a elementelor rețelei de turnare, în cazul pieselor mici pentru autovehicule, împrumută întregului sistem rețea-piesă un aspect de „ciorchine" asemănător cu cel al sistemului folosit la turnarea în coji, obținute cu modele fuzibile.

În figura 1 se prezintă schematic un asemenea sistem avînd în cazul pieselor mici (50—150 g/buc.) pentru autovehicule o aplicabilitate aproape generală.

Dimensionarea corectă a rețelei de turnare din figura 1 este greu de realizat pornind de la formulele clasice, bazate pe calculul modulului de solidificare. Din experiență, această dimensionare se poate face în felul următor:

— se alege o secțiune a alimentatorului (atacului) potrivită cu dimensiunile piesei și cu locul de amplasare a acesteia, ca de exemplu : 2,5 × 8 mm (20 mm²) ; 2,5 × 10 mm (25 mm²) ; 3 × 10 mm (30 mm²) ; 3 × 12 mm (36 mm²) ; 3,5 × 14 mm (50 mm²) etc. (a se controla cu diagrama din fig. 5) notată cu Sa. Astfel se obține : $\Sigma a = n \cdot Sa$;

— secțiunea minimă a canalelor de distribuție verticale se va calcula cu relația : $S_{cdv} = 1{,}2 \cdot \frac{\Sigma a}{4}$, cm² ;

— secțiunea minimă a canalului de distribuție orizontal se va calcula cu relația : $S_{cdv} = 1{,}5 \; \Sigma S_{cdv} = 1{,}5 \times 4 \times S_{cdv}$.

S_{cdv} reprezintă secțiunea minimă în dreptul celor două canale de distribuție externe.

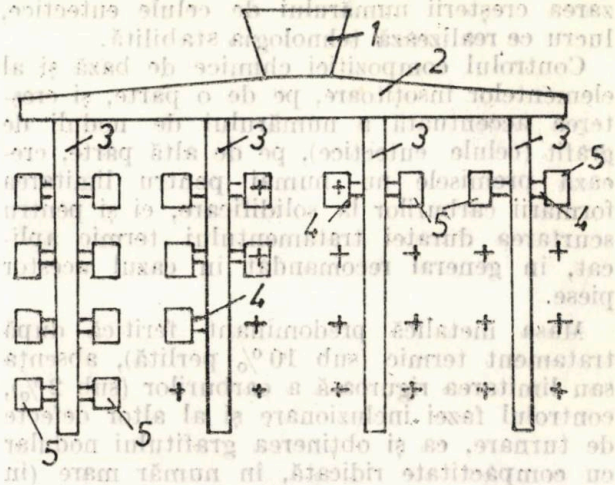


Fig. 1. Schema rețelei clasice de turnare la formarea cu plan vertical de separație a semiformelor

Fig. 1. Traditional gating system with vertical mould joint line

Exemplul din figura 1 reprezintă cazul turnării fără maselote practicat în condițiile solidificării simultane și a unor semiforme cu duritate ridicată.

În cazul în care piesele au grosimi mai mari de 10 mm și prezintă noduri termice evidente, turnarea cu o asemenea rețea nu va putea evita apariția retasurilor concentrate.

Volumul total al retasurii, la o fontă cu grafit nodular, este în funcție de patru factori, și anume :

— contracția metalului în stare lichidă ;

— contracția de solidificare ;

— separarea grafitului nodular ;

— deformarea cavității formei (căderea pereților formei).

În figura 2 se prezintă schematic curba de solidificare a fontei cu grafit nodular.

Se observă, pe figură, contracția inițială a fontei în stare lichidă a_2 (între punctele x și y), apoi dilatarea fontei b_2 ca urmare a procesului de grafitizare care are loc în ultimele stadii ale solidificării eutecticului și, în sfîrșit, contracția de solidificare finală c_2, după care se continuă cu contracția în stare solidă. Cu a_1, b_1 și c_1 s-au notat aceleași variații ale crustei solide a piesei formate imediat după încetarea turnării.

Creşterea netă în volum a metalului, în urma separării grafitului, poate produce o presiune a lichidului în formă pînă la 10 N/mm². Această presiune va depăşi totdeauna limita elastică a amestecului îndesat în formă, exceptînd cazul formelor rigide (de ex. întărite cu CO_2), conducînd la o lărgire a cavităţii formei şi respectiv la umflarea piesei turnate, proces adesea generator de defecte de contracţie (retasuri).

este îngroşat şi transformat în maselotă (3), care se va solidifica mai tîrziu decît culbutorul, servind la alimentarea acestuia, în timpul solidificării lui. Canalul de alimentare, în cazul de faţă, corespunde cu atacul [4] al cavităţii formei şi are dimensiunile : 3,5 × 20 mm (secţiunea minimă de alimentare a formei).

Pentru dimensionarea reţelei de turnare, diagramele existente în literatura de specialitate

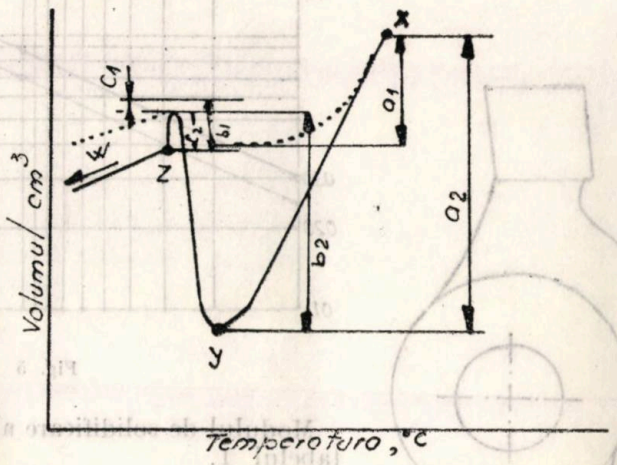


Fig. 2. Curba de solidificare a Fgn

Fig. 2. Nodular iron solidification diagram

Formele crude executate pe linia DISAMATIC nu pot fi considerate forme rigide (duritatea 70 — 90 unităţi Dietext). Formele crude pentru turnarea Fgn ar trebui să aibă constant o duritate peste 90 unităţi Dietext pentru a rezista presiunii metalului. Desigur, presiunile şi deplasarea pereţilor formei sînt sensibil mai reduse la turnarea pieselor mici (cu modulul de solidificare $M_p > 0{,}5$ cm).

Trebuie menţionat faptul că în ultimul stadiu de solidificare se mai poate forma şi retasura interdendritică (retasură tip burete) ca urmare a unei proporţii neconvenabile de C şi Si în compoziţia fontei (fig. 3).

Acest tip de retasură poate fi eliminat în mod uzual prin existenţa unui grafit disponibil adecvat. Această disponibilitate poate fi creată prin respectarea condiţiei : $C_{tot}\ \% + 1/7\ Si\% > 3{,}9\%$ (fig. 3) care plasează compoziţia chimică a fontei lichide (C + Si) în zona de siguranţă (haşurată).

Avînd în vedere aceste consideraţiuni, se dă în figura 4 un exemplu de rezolvare a alimentării unui culbutor turnat din Fgn într-o formă crudă tip DISAMATIC.

Pe un canal de distribuţie vertical (2) sînt plasaţi, în mod simetric, şase culbutori. Din loc în loc (în dreptul culbutorului) canalul (2)

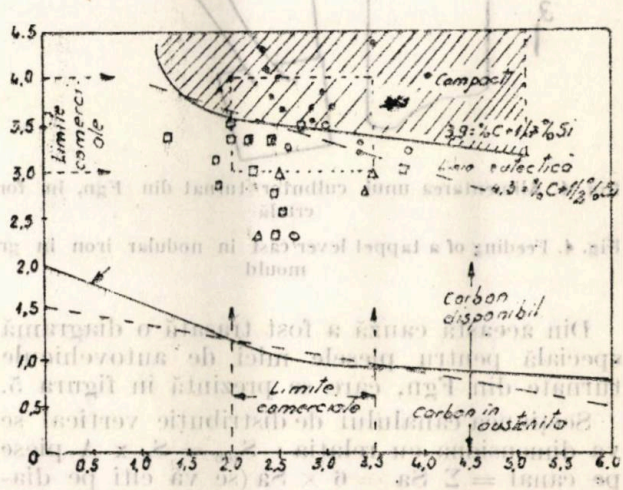


Fig. 3. Efectul compoziţiei asupra retasurii interdendritice la fonta cu grafit nodular

Fig. 3. Composition effect on interdendritic shrinkage in nodular graphite iron

nu sînt suficient de detaliate pentru piesele mici (sub 1 kg spre exemplu) şi care totuşi au noduri termice susceptibile de a prezenta retasuri, dacă nu sînt corect alimentate în timpul solidificării.

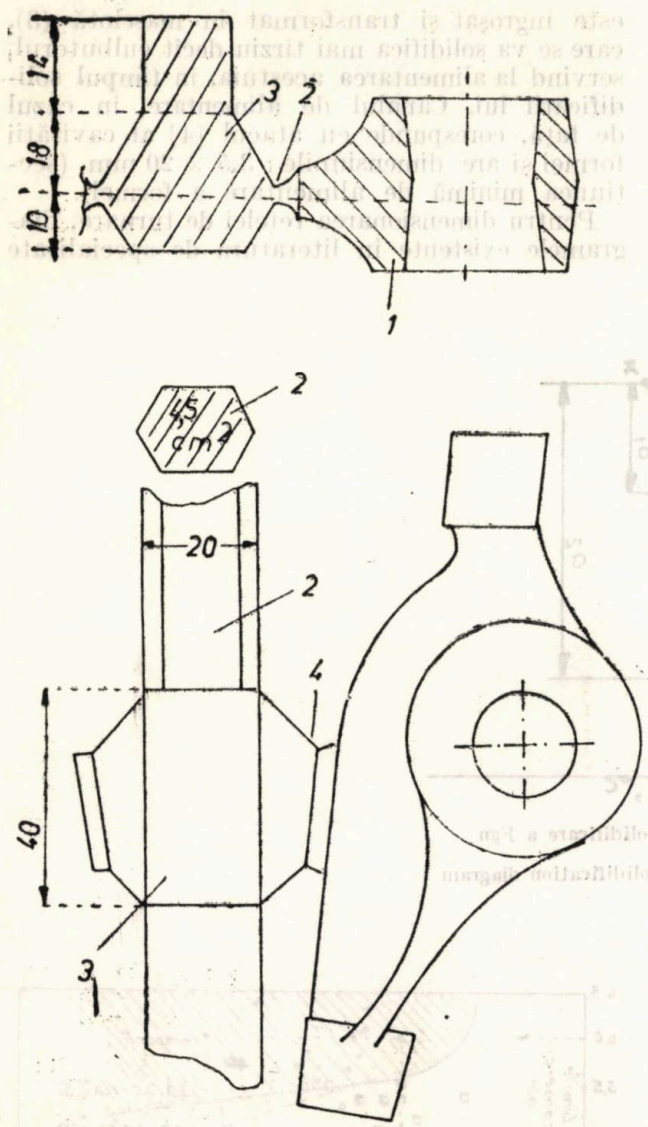


Fig. 4. Alimentarea unui culbutor turnat din Fgn, în formă crudă

Fig. 4. Feeding of a tappet lever cast in nodular iron in green mould

Din această cauză a fost trasată o diagramă specială pentru piesele mici de autovehicule turnate din Fgn, care se prezintă în figura 5.

Secțiunea canalului de distribuție vertical se va dimensiona cu relația : $S_{edo} = S_a \times A$ piese pe canal $= \Sigma Sa = 6 \times Sa$ (se va citi pe diagrama din fig. 5).

Secțiunea canalului de distribuție orizontal se va obține din relația : $S_{edv} = 1,5 \cdot \Sigma S_{edv}$ în cm² (sînt, în cazul de față, trei canale de distribuție verticale).

În final se poate scrie : $S_{edo} = 1,5 \times 3 S_{edv} = 1,5 \times 3 \times 6 \times Sa$, adică : $S_{edo} = 1,5 \times 3 \times 6 \times 0,7 \simeq 19$ cm² în secțiunea minimă.

Pentru dimensionarea maselotelor, la sistemul DISAMATIC se folosește formula empirică : $M_m \geq K \times M_p$, unde :

— M_m este modulul de solidificare al maselotei, cm ;
— M_p — modulul de solidificare al piesei, cm ;
— K — factorul de alimentare a maselotei, care pentru Fgn este cuprins între 0,8 și 1,1.

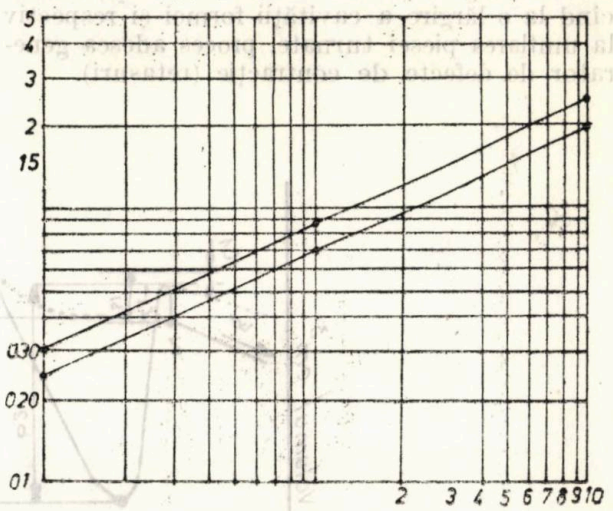


Fig. 5

Modulul de solidificare al piesei se adoptă din tabelul 1.

Tabelul 1

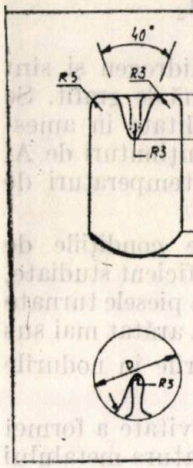
Grosimea de perete a piesei, mm	Modulul de solidificare al piesei, cm
0 —10	0 —0,50
10 —15	0,5 —0,75
15 —20	0,75 —1,00
20 —25	1,00 —1,25
>25	>1,25

Valoarea lui M_m astfel obținută permite alegerea dimensiunilor maselotei din figura 6 (cu tabel).

Folosind modul de calcul (arătat mai sus) la turnarea reperului din figura 4, piesa s-a obținut fără retasuri atît în zona inelară cît și în cele două bosaje.

Este de reținut faptul că funcționarea maselotelor este foarte sensibilă față de temperatura de turnare și față de timpul de turnare.

Prezența, forma și locul de amplasare a maselotelor la sistemul turnării cu rețea verticală rămîn condiționate de configurația și dimensiunile pereților piesei ce urmează a se turna. În acest context, o mică serie de piese destinate autovehiculelor a putut fi turnată fără maselote, legarea alimentatoarelor direct de canalul vertical de distribuție fiind suficientă.



1	20	9,4	0,34
2	25	18,4	0,47
3	30	31,8	0,56
4	35	59,5	0,65
5	40	75,4	0,75
6	45	107,3	0,84
7	50	147,3	0,94
8	55	196,3	1,03
9	60	254,5	1,13
10	65	323,5	1,22

Fig. 6. Dimensiunile maselotelor cilindrice
Fig. 6. Cylinder riser size

Amestecul de formare

Pentru liniile DISAMATIC — 2013 — 2032, firma constructoare prescrie un amestec de formare avînd următoarele proprietăţi :
— granulaţia nisipiului cuarţos : 0,14 — 0,20 DIN sau AFS 110 — 80 ;
— distribuţia granulelor de nisip pe 3 — 4 site alăturate ;
— rezistenţa la tracţiune la crud : > 200 g/cm² (> 2 N/cm²) ;
— rezistenţa la tracţiune în strat umed : > 20 g/cm² (> 0,2 N/cm²) ;
— permeabilitatea : > 50 ;
— capacitatea de îndesare : 40 ± 2 % ;
— umiditatea ajustată astfel încît să se obţină capacitatea de îndesare ;
— conţinutul total de liant argilos (bentonită) : 11 — 13 % ;
— bentonita activă (vie) : > 7 % ;
— pierderile la calcinare : 3,5 — 7,5 % ;
— volatile ; 1,5 — 3 % ;
— temperatura amestecului în malaxor nu va depăşi 40°C.

Aceste elemente trebuie să se controleze astfel :
— la fiecare oră : permeabilitatea, capacitatea de îndesare, rezistenţa la crud (compresiune şi tracţiune) şi umiditatea ;
— o dată pe zi : bentonita activă şi pierderile de calcinare ;
— o dată pe săptămînă : granulaţia şi conţinutul de particule fine.

Amestecul de formare se prepară într-un amestecător cu role orizontale, discontinuu, fiecare şarjă de amestec durînd 4,5 minute şi avînd cca 900 kg greutate.

Şarja de amestec se compune, în general, din :

— amestec recondiţionat (parţial desprăfuit şi răcit)	84,8 %
— nisip cuarţos nou	14,5 %
— „preamestec"	0,7 %
	100,0 %

Preamestecul, achiziţionat gata preparat din comerţ, se compune din :

— bentonită de Wyoming (Western)	65 %
— bentonită de Dacota (Southern)	16 %
— praf de huilă	16 %
— clean cast (aditiv de omogenizare)	3 %
	100 %

Umiditatea amestecului de formare : 3,5 — 3,6 %.

O creştere a umidităţii peste această limită, la piesele cu pereţi sub 15 mm, în general nu prezintă pericolul apariţiei porozităţilor subcutanate dacă H_2O se găseşte într-un raport corespunzător cu conţinutul de bentonită şi capacitatea de îndesare nu creşte peste 45 %.

Defecte caracteristice pieselor mici, pentru autovehicule, turnate din Fgn

Carbonul echivalent prea mare. Pentru cele mai multe piese turnate din Fgn se recomandă un carbon echivalent (C_E) sub 4,5 % pentru a nu permite apariţia grafitului flotat ; în general se preferă un carbon total de maximum 3,7 % pentru a evita apariţia acestui defect în piesele turnate din Fgn.

La piesele mici pentru autovehicule (5—15mm grosime de perete) condiţiile de duritate şi structură impun folosirea unui $C_E > 4,5$ %.

Dacă prin acest $C_E > 4,5$ % se evită apariţia cementitei libere în structura pieselor mici de autovehicule şi nici nu se constată prezenţa grafitului flotat, este însă de subliniat existenţa unor condiţii favorabile de producere a albirii inverse (defect G 213 STAS 782—79), situată pe linia centrală, în pereţii subţiri unde viteza de răcire a fost mai mare decît în restul piesei.

Acest fenomen, aparent normal, s-ar putea explica astfel : în timpul răcirii Fgn în formă, grafitul începe să se separe în metalul aflat în stare lichidă şi continuă să se formeze pe măsură ce temperatura fontei coboară spre temperatura eutectică. Aceste separări de carbon grafitic reduc conţinutul de carbon din soluţia hipereutectică pînă cînd (se admite) ajunge aproape la compoziţia eutectică sau la o temperatură apropiată de 1148°C (temp. eutectică). Metalul rămas lichid se va solidifica similar cu o mixtură eutectică constituită din cementită şi austenită, adică

din ledeburită. Austenita, răcindu-se în continuare, se transformă în perlită + grafit sau ferită + grafit, în timp ce cementita (dacă modificarea nu a fost total eficientă) rămîne nedescompusă. Aceste condiții duc, în final, la solidificarea întregii secțiuni (perete) a piesei, cu prezența centrală a unui depozit linear de cementită.

Este de remarcat faptul că albirea inversă, la piesele mici pentru autovehicule, apare cu deosebire la calitățile D 40 · 18 și D 45 · 12 după SAE J 434, adică la mărcile de Fgn la care compoziția chimică prevede un conținut de Mn sub 0,2 %. De aici și condiția cerută de practica americană, pentru a evita albirea inversă ca Mn > 1,75 %. · S % + 0,15.

Porozități (sufluri mici subcutanate). La piesele din Fgn porozitățile sînt asociate cu turnarea în forme crude și apar în mod special dacă Fgn conține carburi metastabile care pot reacționa cu excesul de umiditate din amestecul de formare și produce sufluri mici, după următoarea schemă :

$$O_2 + 4MgC + 2H_2O = 4MgO \cdot 2C_2H_2 \text{ (acetilenă)}$$

La temperatură înaltă acetilena se descompune în :

$$2C_2H_2 \rightarrow 4C + 2H_2$$

Suflurile sînt provocate de hidrogen și sînt adesea acoperite cu o peliculă fină de grafit. Se vor evita : conținuturi de umiditate în amestecul de formare peste 3,5 %, conținuturi de Al în Fgn peste 0,02 — 0,03 % și temperaturi de turnare prea scăzute.

Retasuri. În cazurile în care condițiile de turnare-alimentare nu au fost suficient studiate, acest defect este întîlnit curent la piesele turnate din Fgn pentru autovehicule. S-a arătat mai sus modul în care se produc retasurile în nodurile termice nealimentate.

Este important ca întreaga cavitate a formei să fie umplută înainte ca temperatura metalului să atingă 1260° C și, de asemenea, ca distribuția metalului să fie de așa manieră încît gradientul de temperatură să fie cît mai uniform posibil, cu condiția ca expansiunea (dilatarea) datorită separării grafitului să poată fi limitată de forma de turnare.

Inconstanța rezultatelor, de la o zi la alta sau chiar de la o oală de turnare la alta, arată că temperatura de turnare este prea scăzută spre marginile piesei și deci ar trebui ridicată.

Revista revistelor

Stal. C.S.I., 1993, nr. 3

— Trecerea la economia de piață a industriei metalurgice în C.S.I. — concluzii pentru anul 1991, p. 1

— Eficiența elaborării în final la un conținut de oxigen în aerul insuflat, p. 4

— Comportarea zincului în furnalele de la C.M. Nijnii Taghil p. 8

— Modificarea structurii producției de oțel în U.R.S.S., S.U.A., Japonia, R.F.G., în ultimii ani, p. 12

— Turnarea oțelului pe mașini de turnare continuă înclinate — rectilinii, p. 16

— Îmbunătățirea calității oțelului pentru țevi la dezoxidarea cu aluminiu și la microalierea cu titan, p. 18

— Protejarea jetului de metal de interacțiunea cu atmosfera la turnarea în lingotiere, p. 19

— Lărgirea sortimentului de oțel rezistent la coroziune, elaborat în cuptoare electrice de 100 t, p. 22

— Elaborarea oțelului cu conținut de azot rezistent la coroziune în cuptoare cu arc electric și cu curent continuu, p. 24

— Optimizarea compoziției încărcăturii de metal la elaborarea oțelului rezistent la coroziune, p. 26

— Optimizarea regimului de temperatură la turnarea continuă a oțelului cu conținut de titan rezistent la coroziune, p. 27

— Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu din oțeluri rezistente la coroziune, p. 29.

— Îmbunătățirea calității țaglelor turnate continuu pentru țevile din oțel crom-nichel rezistent la coroziune, p. 32

— Elaborarea ferocromului cu conținut ridicat de carbon și conținut scăzut de sulf, p. 37

— Alegerea unor soluții eficiente la construcția secțiilor de laminare la rece și la reconstrucția celor existente, p. 40

— Creșterea temperaturii încărcăturii de sleburi turnate continuu în cuptoarele adînci de încălzire, p. 44

— Perfecționarea sistemului de control și de conducere a calității laminatelor, p. 47

— Asimilarea producției de profile pentru racletele transportoarelor agricole, p. 51

— Mărirea rezistenței cilindrilor mari pentru laminarea tablei, p. 53

— Fabricarea țevilor pentru cazane, p. 56

— Estimarea necesarului de produse metalice mărunte pentru industrie și de oțel calibrat, pe regiuni economice ale fostelor state din cadrul U.R.S.S., pînă în anul 2005, p. 59

— Laminarea controlată la temperaturi înalte a oțelului slab aliat cu rezistență mare, p. 63

— Îmbunătățirea formei benzii laminate la rece în procesul recoacerii în agregatele de recoacere continuă, p. 65

— Controlul cu ultrasunete al calității roților monolit de cale ferată, p. 67

— Defecte (benzi luminoase și întunecate) pe tabelele laminate din oțelul 08IIu, p. 70

— Studierea formării structurii prin utilizarea metodei cu doi cilindri de călire rapidă, p. 75

— Firma Mannesmann : succesul obținut datorită unei activități eficiente, p. 82

— Utilizarea eficientă a metalelor feroase secundare, p. 85

— Soluționarea problemelor ecologice în cazul utilizării șlamurilor la elaborarea oțelurilor electrice, p. 88

— Micșorarea emanațiilor de hidrogen sulfurat la granularea zgurii de furnal, p. 91

CERCETĂRI EXPERIMENTALE ASUPRA CORPURILOR DE MĂCINARE TURNATE CENTRIFUGAL DIN FONTE ALBE ALIATE CU CROM

Dr. ing. D. Bunea
dr. ing. R. Şaban
ing. D. Gheorghe
ing. V. Geantă
ing. C. Şandor
ing. C. Predescu
ing. N. Constantin
Universitatea „Politehnica" Bucureşti

C.Z.: 621.74.042

Consideraţii generale

Fabricarea industrială a corpurilor de măcinare se face prin forjare din oţeluri, prin turnare din oţeluri şi fonte, precum şi prin alte metode neconvenţionale. Indiferent de materialele supuse măcinării, aliajele destinate execuţiei corpurilor de măcinare trebuie să asigure acestora durabilitate mare în exploatare, pierderi mici în greutate prin uzură, păstrarea formei în exploatare, preţ de cost rentabil etc. Condiţiile de mai sus sînt asigurate cu succes în ultimii ani prin utilizarea fontelor albe aliate.

Obiectivul cercetării l-a constituit realizarea corpurilor de măcinare (bile şi cilpebsuri) prin turnare centrifugală în matriţă metalică, urmărirea transformărilor structurale la răcirea dirijată după turnare şi tratamentul termic în vederea asigurării unei comportări bune în exploatare.

Condiţii experimentale

Turnarea centrifugală a corpurilor de măcinare în matriţă metalică s-a făcut pe o maşină centrifugală cu ax vertical tip IAAMMB Arad, existentă în dotarea întreprinderii I. U. P. R. S. Iaşi, unde au fost elaborate şarjele experimentale.

Pentru experimentări au fost turnate bile Ø30 mm şi cilpebsuri cu dimensiunea Ø25 × 30 mm.

Compoziţia chimică a şarjelor experimentale din care s-au turnat corpurile de măcinare este redată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a şarjelor experimentale

Table 1

Chemical analysis of test heats

Nr. de şarjă	Compoziţia chimică, %					
	C	Mn	Si	Cr	S	P
1	2,94	0,81	0,52	1,34	0,019	0,018
2	2,87	0,82	0,91	5,50	0,018	0,020

Pentru cele două şarje turnate s-a făcut o dezbatere din matriţa metalică la cald (T = 700 — 800°C) urmată de răcire în aer. Pentru a se evita stabilizarea austenitei s-a aplicat imediat după răcire o revenire la 350°C. Ciclul de tratament termic este redat în figura 1.

Studii şi cercetări de microscopie optică

Studiile şi cercetările de microscopie optică au fost efectuate pe un microscop NEOPHOT de provenienţă R. D. G. Investigaţiile au fost efectuate la mărirea 500 : 1.

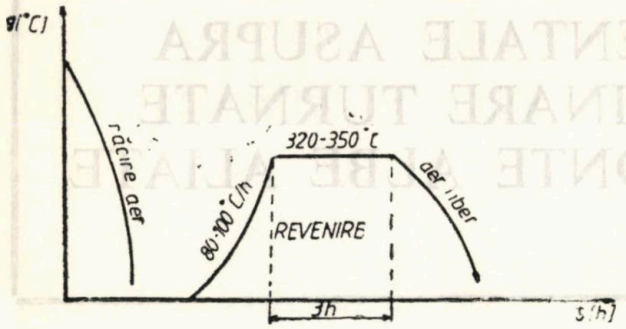


Fig. 1. Ciclul de tratament termic aplicat corpurilor de măcinare.

Fig. 1. The heat treatment of the grinding bodies

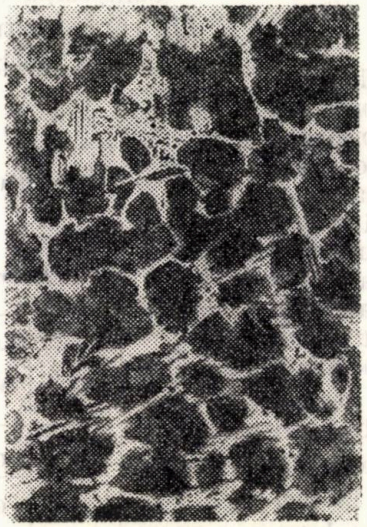
Corpurile de măcinare turnate centrifugal și răcite în aer în cadrul șarjei nr. 1 au structura (fig. 2, a) alcătuită din carburi primare și formațiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază formată din martensită, troostită și probabil de austenită.

Tratamentul de revenire la 350°C aplicat acestora se manifestă prin desfășurarea unor procese de precipitare în special în masa metalică de bază. Structura este alcătuită din carburi primare și formațiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază, formată din troostită de revenire și carburi primare (fig. 2, b).

Corpurile de măcinare turnate în cadrul șarjei nr. 2 (compoziția mediu aliată), după extragerea din matrița metalică și răcirea în aer liber, au structura alcătuită (fig. 3, a) din carburi primare și formațiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază martensito-troostito-austenitică.

Tratamentul de revenire la 350°C aplicat acestor corpuri de măcinare se manifestă prin precipitarea în masa metalică de bază a corpurilor secundare. Structura este alcătuită (fig. 3, b) din carburi primare și formațiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază alcătuită din martensită, troostită de revenire (preponderent), carburi secundare și probabil urme de austenită reziduală.

a)



b)

Fig. 2. Micrografii optice ale corpurilor de măcinare turnate centrifugal în cadrul șarjei nr. 1 în următoarele stări:
a) răcire directă în aer;
b) răcire în aer după dezbatere la cald (T = = 700 — 800°C) și revenire la 350°C/1h/aer
Atac Nital 2%
Mărire 500 : 1

Fig. 2. Optical micrographs of grinding bodies centrifugaly cast from no. 1 heat in the following states:
a) direct air cooling;
b) air cooling after hot knock out (T = = 700 — 800°C) and 350°C/1h/air tempering;
2% Nital etching; × 500

a)

b)

Fig. 3. Micrografii optice ale corpurilor de măcinare din șarja nr. 2 în următoarele stări:
a) răcire în aer după dezbatere la cald (T = = 700 — 800°C);
b) răcire în aer după dezbatere și revenire la 350°C/1h/aer.
Atac Nital 2%
Mărire 500 : 1

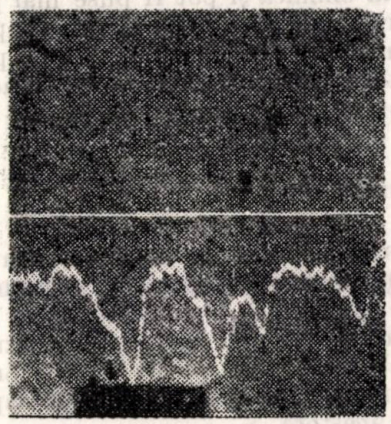
Fig. 3. Optical micrographs of no. 2 heat grinding bodies, in the following states;
a) air cooled after hot knock out (T = = 700 — 800°C);
b) air cooled after knock out and tempered at 350°C/1 h/air; 2% Nital etching; × 500

Studii și cercetări pe microsondă electronică

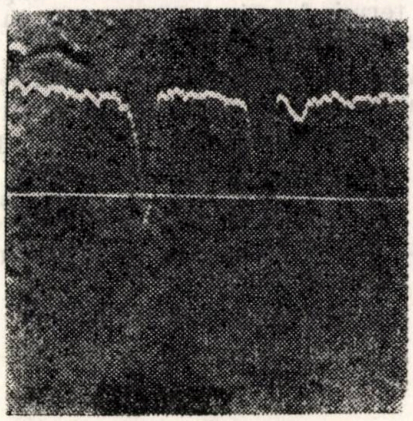
În vederea caracterizării și identificării principalelor faze structurale (carburilor), au fost efectuate studii și cercetări pe microsondă electronică.

Analizele efectuate în vederea evidențierii microzonelor în care se află cromul (fig. 4,a) arată că acest element se găsește concentrat preponderent în carburile eutectice dar și în masa metalică de bază și în carburi secundare globulare.

Analizele efectuate în vederea localizării manganului (fig. 4, b) arată că acest element se află concentrat în incluziunile nemetalice și parțial în carburile eutectice și masa metalică de bază.



a



b

Fig. 4. Studiul la microsonda electronică, șarja nr. 2 după revenire:
a) imaginea de compoziție și profilul curbei de variație a Cr pe direcția trasată;
b) imaginea de compoziție și profilul curbei de variație a Mn pe direcția trasată
Atac Nital 2%
Mărire 1200 : 1

Fig. 4. Electronic microprobe study of no. 2 heat after tempering;
a) composition image and Cr variation profile on plotted line;
b) composition image and Mn variation profile on plotted line;
2% Nital etching; × 1200

În urma analizei pe microsondă electronică (ansamblu, detaliu, curbe de variație a elementelor de bază) s-a tras concluzia că formațiunile de eutectic (carburile) sînt de tipul M_7C_3 sau $(Fe, Cr, Mn)_7C_3$, iar carburile secundare de tipul $(Fe, Cr)_7C_3$, ambele tipuri avînd durități mai ridicate decît cementita (Fe_3C) și asigurînd în acest mod o rezistență la uzură mai ridicată.

Studii și cercetări de microscopie optică cantitativă (quantimetrie)

Proporția, gradul de finețe și dispersie al carburilor constituie factori determinanți în aprecierea comportamentului în exploatare a corpurilor de măcinare. În acest scop au fost efectuate determinări microscopice cantitative cu un aparat tip Quantimet. Rezultatele sînt redate în tabelul 2.

Tabelul 2

Determinări de microscopie optică cantitativă

Table 2

Quantitativ. ligh microscopy evaluations

Caracteristica	Șarja nr. 1 Turnare centrifugală și revenire la 350°C/1h/aer	Șarja nr. 2 Turnare centrifugală și revenire la 350°C/1h/aer
	Carburi eutectice	Carburi eutectice
Numărul cîmpurilor	20	20
Mărirea de lucru	100 : 1	100 : 1
Suprafața carburilor, %	20,11	20,14
Intersecția carburilor, mm/mm²	34,71	37,35
Numărul carburilor/mm²	2234	3202
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0155	0,0117
Repartiția carburilor pe clase de dimensiuni, μm:		
0 — 2	699	924
2 — 4	580	904
4 — 8	413	672
8 —16	308	473
16 —32	184	204
32 —64	49	1
64 —128	2	0
peste 128	—	—

Din analiza tabelului 2 se poate vedea cu ușurință că cele două șarje turnate și tratate termic în aceleași condiții, dar de compoziții chimice diferite, au diferite caracteristici ale carburilor. Faptul că în șarja nr. 2 conținutul de crom este de 5,50 față de 1,34 al primei șarje explică creșterea și repartiția carburilor (mai mare) dintre cele două șarje.

Determinări de difractometrie, duritate și uzare

Pentru aprecierea fenomenelor care au loc la solidificare și în cursul tratamentului termic au fost necesare determinări de difractometrie a proporțiilor de austenită, martensită (troostită) și carburi eutectice.

Determinarea comportamentului la uzare a fost efectuată prin măsurarea pierderii în greutate în unitatea de timp pe o mașină din dotarea Universității „Politehnica" București.

Pe probele cercetate s-au efectuat măsurători de duritate. Rezultatele determinărilor sînt redate centralizat în tabelul 3.

Tabelul 3

Table 3

Rezultatele determinărilor de difractometrie, uzare și duritate

Difractometry, wear and hardness test results

Nr. de șarjă	Stare	Proporția de, %			Pierderile în greutate, g	Duritatea, HRC
		Carburi eutectice	Troostită + + martensită + + carburi sec.	Austenită		
1	Turnare centrifugală	20,11	76,89	3	0,643	43
	Turnare centrifugală revenire	+20,11	79,89	—	0,488	49
2	Turnare centrifugală	20,14	75,86	4	0,354	52
	Turnare centrifugală revenire	+20,14	77,86	2	0,243	53

Din tabelul 3 se poate vedea că rezultatele obținute în cadrul cercetărilor difractometrice se corelează cu cele de microscopie optică cantitativă (pct. 5); proporția de austenită fiind mică, este redus și pericolul uzurii prin oboseală. Variațiile de duritate sînt legate de compoziția chimică și pot fi puse mai puțin pe seama tratamentului termic, în timp ce nu același lucru se poate spune despre pierderea în greutate prin frecare, care scade prin aplicarea tratamentului termic.

Concluzii

Utilizarea metodei de turnare centrifugală în matriță metalică asigură o structură cu o repartiție uniformă a constituenților metalografici (în special a carburilor). În cazul turnării cilpebsurilor s-a putut vedea orientarea carburilor eutectice și un pronunțat aspect acicular al acestora.

Dispersia carburilor secundare după tratamentul termic favorizează comportarea la uzare prin pierderi mici în greutate.

După cum se știe, pe lîngă aspectele prezentate mai sus, legate de modificările structurale ce influențează comportarea în exploatare, metoda turnării centrifugale elimină amestecul de formare, formarea în sine, lianți etc., iar din punct de vedere ecologic reprezintă o alternativă în favoarea omului pentru viitor.

Revista revistelor

Giesserei, R.E.G., 1992, nr. 20

— Turnătoriile de fontă, oțel și maleabile — iunie 1992; recesiune în perioada de vară, p. 823

— Viitorul valorificării nisipurilor de turnare uzate (I) — Regenerarea nisipurilor în prezent, p. 826

— Procedeul de turnare în nisip, sistem flexibil de finisare pentru piesele turnate de calitate superioară din metale ușoare, p. 839

— Probleme de drept și legislație, p. 844

— Sinteze bibliografice : materiale de formare :

I : materiale de bază, regenerare și pregătire, p. 845
II : tehnologii de formare, p. 852
III : procedee de control, p. 860

Giesserei, R.F.G., 1992, nr. 21

— Calitate cu orice preț?, p. 871

— O nouă șansă pentru fonta cu grafit vermicular, p. 872

— Dispersia caracteristicilor, cel mai important indice de calitate pentru piesele turnate, p. 878

— Utilizarea calculatorului pentru controlul statistic al procesului (SPC), p. 884

— O turnătorie de fontă pe calea către managementul calității totale, p. 893

— Sinteze bibliografice — turnarea de aliaje ușoare în nisip și cochilă :

• partea I — turnarea aluminiului (29) (metalografie, materiale, caracteristici), p. 893;

• partea a II-a — turnarea magneziului (23) (materiale, caracteristici), p. 903

EVIDENȚIEREA NEUNIFORMITĂȚII DEFORMAȚIEI LA EXTRUDAREA BARELOR ROTUNDE ȘI ȚEVILOR

Dr. ing. Gh. Chelu
ing. N. Ghiban
Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 621.777

Calitatea produselor obținute prin extrudare, ca de altfel prin oricare alt mijloc de deformare plastică, este condiționată în principal de valoarea neuniformității deformației în direcție longitudinală și transversală. Cu cît neuniformitatea deformației este mai redusă, cu atît mai ridicate vor fi proprietățile mecanice ale pieselor și semifabricatelor extrudate. La rîndul său neuniformitatea deformației depinde de o seamă de factori, dintre care un rol hotărîtor revine modului de curgere al materialului în focarul de deformare.

Lucrarea prezintă o metodă pentru determinarea neuniformității deformației în cazul extrudării barelor rotunde și a țevilor. Metodologia are la bază un program pe calculator cu ajutorul căruia sînt trasate curbele de variație a gradului local de deformare pe secțiunea barei sau pe grosimea peretelui țevii extrudate.

Delimitarea focarului de deformare și stabilirea parametrilor de curgere a materialului s-au făcut luînd în considerare datele prezentate în lucrarea [1]. Conform acestei lucrări, particulele de material se deplasează în focarul de deformare după traiectorii apropiate de forma unei ramuri de cosinusoidă. Amplitudinea cosinusoidei descrește pe măsură ce elementele de material care intră în focar sînt mai apropiate de axa semifabricatului, iar perioada crește proporțional cu descreșterea amplitudinii.

Pentru transpunerea matematică a traiectoriilor de curgere, s-a raportat întregul ansamblu de extrudare (matriță, conteiner, dorn, semifabricat, țeavă sau bară) la un sistem de coordonate cilindrice Z, R, θ. Forma ansamblului este prezentată în figura 1.

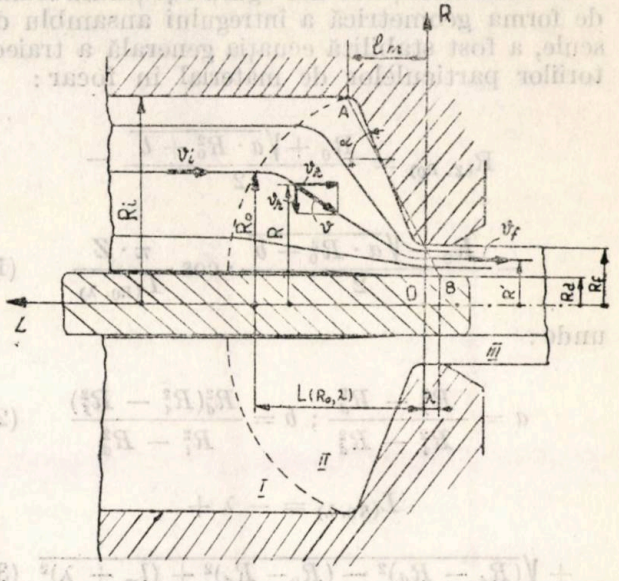


Fig. 1. Geometria focarului de deformare în cazul traiectoriilor de curgere cosinusoidale

Fig. 1. Deformation focus geometry for cosine flow lines

Centrul sistemului de coordonate s-a ales pe axa de simetrie a semifabricatului, la ieșirea materialului din matriță. Mărimea λ reprezintă distanța de la origine pînă la punctul de intersecție al generatoarei dornului cu dreapta AB ce unește capetele cosinusoidei. Distanța din punctul de intersecție B pînă la punctul A reprezintă raza suprafeței sferice care delimitează intrarea materialelor în focarul de deformare.

Semnificația notațiilor din figura 1 este:

R_i — raza semifabricatului sau raza conteinerului;

R_d — raza dornului. În cazul extrudării barelor, $R_d = 0$;

R_f — raza exterioară a țevii obținute sau raza barei în cazul extrudării barelor rotunde;

l_m — distanța pe direcția Z de la origine pînă la punctul A;

R_0 — distanța de la axa Z pînă la punctul de intrare în focarul de deformare a unui element de volum. Intervalul de variație pentru R_0 este cuprins între R_i și $R_i - R_d$;

$L_{(R_0, \lambda)}$ — proiecția pe axa Z a distanței de la origine pînă la punctul de intrare a elementului de volum în focarul de deformare. Această distanță depinde de R_0, precum și de unghiul α prin intermediul valorii λ;

v_i, v_f — viteza de intrare în focarul de deformare, respectiv viteza de ieșire din focar.

În timpul trecerii prin focar după o traiectorie cosinusoidală, elementul de volum își schimbă permanent viteza de deplasare v, ale cărei componente pe cele două direcții Z și R sînt v_z, respectiv v_r.

Pe baza notaţiilor din figura 1 şi ţinînd seamă de forma geometrică a întregului ansamblu de scule, a fost stabilită ecuaţia generală a traiectoriilor particulelor de material în focar :

$$R_{(Z,\,R0)} = \frac{R_0 + \sqrt{a \cdot R_0^2 + b}}{2} -$$

$$- \frac{R_0 - \sqrt{a \cdot R_0^2 + b}}{2} \cdot \cos \frac{\pi \cdot Z}{L_{(R0,\,\lambda)}} \qquad (1)$$

unde :

$$a = \frac{R_f^2 - R_d^2}{R_i^2 - R_d^2}\ ;\ b = \frac{R_d^2(R_i^2 - R_f^2)}{R_i^2 - R_d^2} \qquad (2)$$

$$L_{(R0,\,\lambda)} = -\lambda +$$

$$+ \sqrt{(R_i - R_d)^2 - (R_0 - R_d)^2 + (l_m + \lambda)^2} \qquad (3)$$

Valorile λ şi l_m din relaţia (3) se pot deduce uşor pe cale geometrică, fiind luat în considerare un sfert din perioada cosinusoidei :

$$\lambda = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{R_f - R_d}{\tan\alpha};$$

$$l_m = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{R_i - R_f}{\tan\alpha} \qquad (4)$$

În consecinţă, traiectoria unei particule care intră în focarul de deformare la o distanţă R_0 faţă de axa Z poate fi obţinută cu relaţia (1), dînd valori din aproape în aproape parametrului Z în intervalul $[L_{(R0,\,\lambda)},\ 0]$.

Pentru determinarea neuniformităţii deformaţiei este necesar ca, pe lîngă traiectoriile de curgere în focar, să se cunoască variaţia vitezei de deplasare v pe care o au particulele de material în timpul deplasării lor pe aceste traiectorii.

După cum se cunoaşte, în timpul extrudării viteza de curgere v creşte de la valoarea v_i (egală cu viteza pistonului presei) pînă la v_f, care este viteza de ieşire a ţevii sau barei din matriţă. Legătura între aceste două viteze este dată de relaţia :

$$v_f = \frac{R_i^2 - R_d^2}{R_f^2 - R_d^2} \cdot v_i \qquad (5)$$

Ceea ce interesează este modul de variaţie a vitezei v între cele două valori limită v_i şi v_f, variaţie care la rîndul său depinde de forma traiectoriilor de curgere. Pentru simplificarea calculelor şi obţinerea unor date adimensionale pe bază de rapoarte între parametri, s-au folosit următoarele notaţii :

$$p = \frac{R_d}{R_i};\ q = \frac{R_f}{R_i};$$

$$\psi = \frac{1 - p^2}{q^2 - p^2} = \frac{R_i^2 - R_d^2}{R_f^2 - R_d^2} = \frac{v_f}{v_i} \qquad 6)$$

$$\eta = \frac{R}{R_i};\ \eta_0 = \frac{R_0}{R_i} \text{ unde } \eta_0 \in [p,\ 1] \qquad (7)$$

$$\varsigma = \frac{Z}{L_{(R0,\,\lambda)}} \text{ unde } \varsigma \in [1,\ 0] \qquad (8)$$

în care: R_d, R_i, R_f, R_0, $L_{(R0;\,\lambda)}$, R şi Z au aceleaşi semnificaţii cu cele folosite pentru determinarea traiectoriilor de curgere.

Pe baza relaţiei (5) şi ţinînd seamă de ecuaţia traiectoriilor de curgere (1), după efectuarea calculelor a rezultat :

$$v_{(\varsigma,\,\eta_0)} = -\frac{\eta_0}{\eta \cdot G} \cdot \sqrt{1 + F^2} \qquad (9)$$

în care :

a) $$\eta = \frac{\eta_0 + g}{2} - \frac{\eta_0 - g}{2} \cdot \cos\pi \cdot \xi \qquad (10)$$

$$g = \sqrt{\frac{(q^2 - p^2) \cdot \eta_0^2 + p^2 \cdot (1 - q^2)}{1 - p^2}} \qquad (11)$$

b) $$G = \frac{1 + \eta_0/\psi \cdot g}{2} - \frac{1 - \eta_0/\psi \cdot g}{2} \cdot \cos\pi \cdot \varsigma +$$

$$+ \frac{\pi \cdot \varsigma \cdot (\eta_0 - g)(\eta_0 - p)}{2 \cdot Z_i \cdot (Z_i + \lambda)} \sin\pi \cdot \varsigma \qquad (12)$$

$$Z_i = -\lambda_c + \sqrt{(1 - \eta_0)(1 + \eta_0 - 2 \cdot p) + (l_{mc} + \lambda_c)^2} \qquad (13)$$

$$\lambda_c = \frac{\pi \cdot (q - p)}{2 \cdot \tan\alpha};\ l_{mc} = \frac{\pi \cdot (1 - q)}{2 \cdot \tan\alpha} \qquad (14)$$

c) $$F = \frac{\eta_0 - g}{Z_i} \frac{\pi}{2} \sin\pi \cdot \varsigma \qquad (15)$$

În relaţiile de mai sus, componentele Z_i, λ_c, l_{mc} reprezintă $L_{(R0,\,\lambda)}$ respectiv λ şi l_m, ultimele două fiind aduse sub formă adimensională prin împărţire la valoarea R_i.

Componentele vitezei v pe cele trei axe de coordonate Z, R, θ în funcţie de elementele

cunoscute ς și η_0 au fost determinate pe baza relației (9), obținîndu-se :

$$v_{z(\varsigma,\eta_0)} = -\frac{\eta_0}{\eta \cdot G}; \quad v_{R(\varsigma,\eta_0)} = \frac{\eta_0}{\eta \cdot G} \cdot F;$$

$$v_0 = 0 \qquad (16)$$

De menționat că atît viteza $v_{(\varsigma,\eta_0)}$ cît și componentele sale pe direcțiile Z și R, fiind adimensionale, nu reprezintă valoarea efectivă a vitezei v, ci intensitatea de creștere a acesteia de la v_i la v_f. Determinarea vitezei efective se face pe baza relațiilor :

$$v = v_{(\varsigma,\eta_0)} \cdot v_i; \quad v_z = v_{z(\varsigma,\eta_0)} \cdot v_i;$$

$$v_R = v_{R(\varsigma,\eta_0)} \cdot v_i \qquad (17)$$

Cunoscînd evoluția vitezei v_z în focar, a fost posibilă determinarea timpului necesar parcurgerii focarului de deformare de către elementele de volum pe fiecare traiectorie de curgere :

$$t_{(R_0)} = \sum_{i=1}^{n} t_i \text{ unde : } t_i = \frac{L_{(R_0,\lambda)}}{n \cdot v_{zi}} \qquad (18)$$

n reprezintă numărul intervalelor în care se împarte lungimea $L_{(R_0,\lambda)}$ pentru a se analiza evoluția vitezei v_z.

În continuare, luîndu-se ca referință timpul parcurs de elementele de volum pe traiectoria marginală t_r, a fost calculată diferența dintre timpul de referință și timpul cu care elementele de volum de pe celelalte traiectorii ajung la ieșirea din matriță :

$$\Delta t_{(R_0)} = t_{(R_0)} - t_r \qquad (19)$$

Considerînd deci că elementele de volum intră în focar în același timp, datorită evoluției diferite a vitezei v, aceste elemente de volum ies din focar mai devreme sau mai tîrziu, în funcție de traiectoriile pe care le parcurg.

Ținînd seamă de faptul că, după ieșirea din matriță, toate elementele de volum au aceeași viteză v_f, indiferent de traiectoria parcursă în focarul de deformare, diferența de drum spre focar, sau neuniformitatea deformației, este proporțională cu diferența de timp $\Delta t_{(R_0)}$:

$$\Delta l = \Delta t_{(R_0)} \cdot v_f \qquad (20)$$

sau sub formă adimensională :

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{\Delta l_{max}} \cdot 100 = \frac{\Delta t_{(R_0)}}{\Delta t_{max}} \cdot 100 \ \% \qquad (21)$$

Δt_{max} reprezintă diferența de timp dintre timpul minim necesar trecerii unui element de volum prin focar, indiferent de traiectorie și timpul de referință t_r.

Pe baza relațiilor (1) — (21) s-a alcătuit un program pe calculator cu ajutorul căruia se poate evidenția grafic neuniformitatea deformației în funcție de valorile parametrilor de intrare : R_i, R_d, R_f, α, v_i. Calcularea valorii $\Delta t_{(R_0)}$ se face prin integrare numerică pe fiecare traiectorie de curgere din focarul de deformare.

Pentru ilustrare, în figura 2 este prezentată neuniformitatea deformației obținută cu ajutorul programului pe calculator în cazul extrudării unei țevi cu următorii parametri de intrare : $R_i = 100$ mm ; $R_d = 25$ mm ; $R_f = 35$ mm ; $v_i = 150$ mm/s ; $\alpha = 60 - 90°$.

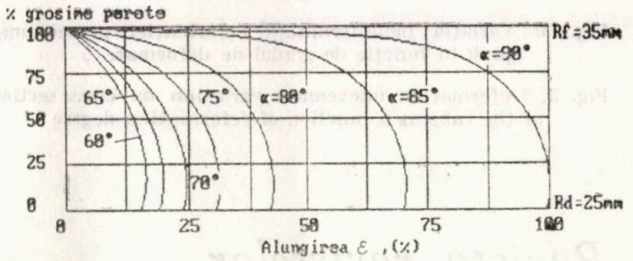


Fig. 2. Variația neuniformității deformației pe secțiunea longitudinală a țevii, în funcție de unghiul matriței

Fig. 2. Deformation unevenness variation on axial section of the tube as a function of die angle

Analizînd diagrama din figura 2, se observă că neuniformitatea maximă se realizează la unghiul a = 90°. De asemenea, alungirea maximă ε se produce în apropierea dornului la aproximativ 10% din grosimea țevii, pornind din interiorul acesteia spre exterior. Pe măsura micșorării unghiului matriței, neuniformitatea maximă scade neliniar față de cea realizată la unghiul $\alpha = 90°$. Astfel, pentru o scădere a unghiului matriței de la 90 la 80°, neuniformitatea maximă s-a micșorat de la 100 la 42%, iar pentru o scădere a unghiului de la 80 la 70°, neuniformitatea s-a micșorat de la 42 la 23%. De aici se poate trage concluzia că, din punct de vedere al neuniformității deformației, unghiul optim al matriței trebuie să fie în jur de 80°. Sub aceste valori, neuniformitatea deformației nu mai scade semnificativ, în schimb crește consumul de material din cauza deșeului care rămîne în pîlnia matriței.

În figura 3 este prezentată variația neuniformității deformației la extrudarea aceleași țevi din semifabricate cu grosime diferită : R_i = 50 ; 60 ; 70 ; 80 ; 90 și 100 mm, ceea ce corespunde unor grade de deformare în următoarea ordine : ψ = 3 ; 5 ; 7, 1 ; 9, 6 ; 12, 4 și 15, 6. Unghiul matriței a fost $\alpha = 80°$.

Din diagramă se observă că, o dată cu creşterea gradului de deformare ψ, neuniformitatea maximă creşte aproximativ exponenţial. Astfel, pentru o creştere a gradului de deformare de aproximativ două ori (de la 5 la 9,6), neuniformitatea maximă a crescut de aproximativ trei ori (de la 13 la 44%), iar pentru o creştere a valorii ψ de la 5 la 15,6, neuniformitatea maximă s-a mărit de peste 7,5 ori. De aici rezultă că, pe măsura creşterii gradului de deformare ψ peste valori de 7—10, neuniformitatea deformaţiei se măreşte foarte mult, mărindu-se totodată şi anizotropia proprietăţilor fizico-mecanice pe secţiunea produsului extrudat.

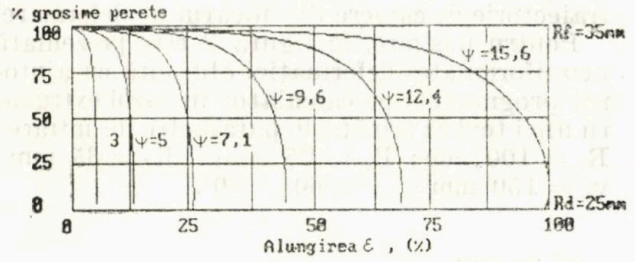


Fig. 3. Variaţia neuniformităţii deformaţiei pe secţiunea ţevii în funcţie de gradul de deformare ψ

Fig. 3. Deformation unevenness variation on cross section of the tube as a function of deformation degree

BIBLIOGRAFIE

[1] Chelu, Gh. şi Dumitrescu, A. T.: *Curgerea materialului în timpul extrudării la cald a ţevilor.* În: Metalurgia, nr. 7, 1990.

[2] Teodosiu, C. şi Dumitrescu, A. T.: *Uper-bound Analysis of Hot Extrusion of Axisymetric Rods and Tubes.* În: Rev. Roum. Sci. Tech.-Mec. Appl, Tome 28, 4 — 5, 1983.

Revista revistelor

ISIJ INTERNATIONAL, Japonia, 1993, nr. 1

Număr special pentru zguri şi fondanţi în stare topită

Proprietăţi termodinamice

— Exprimarea matematică a reacţiilor zgură-metal în procesul de elaborare a oţelului prin funcţii pătratice, pe baza modelului soluţiei regulate, p. 2

— Estimarea solubilităţii vaporilor de apă în silicaţi topiţi cu funcţii pătratice, pe baza modelului soluţiei regulate, p. 12

— Unele realizări în cercetarea teoretică a zgurii, p. 20

— Prognoza proprietăţilor termodinamice şi a diagramelor de echilibru fazic ale sistemelor de silicaţi. Evaluarea sistemului $FeO—MgO—SiO_2$, p. 26

— Capacitatea de desulfeurare a zgurilor $CaO—Al_2O_3—MgO$ şi $CaO—Al_2O_3—SiO_2$, p. 36

— Efectele CaO, MnO, MgO şi Al_2O_3 asupra capacităţii de desulfurare a zgurilor $Na_2O—SiO_2$, p. 43

— Solubilitatea azotului în sistemul $CaO—CaF_2—Al_2O_3$ şi legătura ei cu bazicitatea, p. 48

— Repartiţia fosforului între zgurile $CaO_{sat}—BaO—SiO_2—Fe_tO$ şi fierul lichid la 1873K, p. 53

— Aspecte termodinamice ale zgurilor pe bază de var, ce conţin Na_2O şi CaF, folosite pentru desulfurarea fontei brute, p. 59

— Determinarea activităţilor în zgurile care conţin oxizi ai cromului, p. 66

— O ecuaţie a presiunii de vapori şi aplicarea ei la sărurile topite, p. 75

— Termodinamica distribuţiei fazelor între metalul topit şi zgură; fluxul şi implicaţiile ei pentru proces, p. 79

— Investigaţii microanalitice ale zgurilor oxidante, cu accent special pe fazele care conţin fosfor şi sulf, p. 88

Proprietăţi termodinamice şi cinetice

— Viteza de reacţie a manganului în convertizorul cu insuflare combinată cu zgură mai puţină, p. 99

— Cinetica reducerii MnO în zgura topită cu fontă lichidă saturată în carbon, p. 104

— Efectele compoziţiei fondantului şi ale condiţiilor de oxidare asupra defosforării fontei brute cu conţinut ridicat de crom, prin folosirea fondanţilor pe bază de $CaO—CaF$, p. 109

— Comportarea cinetică a aluminei sinterizate la dizolvarea în zguri $CaO—SiO_2—Al_2O_3$, p. 116

— Caracteristicile şi rolul unui strat gros de zgură în procesul de reducere a topiturii, p. 124

— Fenomenele de transport al oxigenului prin sistemul $CaO—SiO_2$ topit, cu conţinut de oxizi de zinc şi sau nichel, p. 133

— Transferul termic între cristalizor şi fir prin pelicula de fondant de lubrifiere la turnarea continuă a oţelului, p. 140

Chimie fizică

— Influenţa structurii asupra proprietăţilor fizico-chimice ale zgurilor, p. 148

— Tensiunile superficiale şi densităţile Al_2O_3, Ti_2O_3, V_2O_3 şi Nb_2O_5 topite, p. 156

— Observaţii asupra rolului fenomenelor de la interfaţă în prelucrarea materialelor, p. 166

— Proprietăţile viscoelastice ale sistemelor binare topite $ZnCl_2—MCl$ (M : Na, K), p. 176

— Spectrele de emisie în infraroşii ale unui film subţire de nitraţi metalici — alcali topiţi, p. 182

— Analiza structurală a topiturilor de $Na_2O—B_2O_3$ prin metoda împrăştierii totale a neutronilor din impulsuri şi simularea dinamicii moleculare, p. 188

— Echilibrele Redox în zgurile $Al_2O_3—CaO—FeO—SiO_2$ şi $Al_2O_3—CaO—FeO_x—MgO—SiO_2$, p. 195

— Limitarea aplicaţiei metalurgice a bazicităţii optice, p. 204

— Aplicabilitatea dinamicii moleculare la analiza zgurilor de afinare, p. 210

— Efectul undei reflectate de pe peretele unui recipient şi efectul final al plăcii la metoda cu placă oscilantă, p. 218

— Modelul fizic al spumării zgurii, p. 224

— Vitezele critice de răcire pentru formarea sticlelor din topituri de silicat, p. 233

DESCRIEREA EVOLUȚIEI REZISTENȚEI LA DEFORMARE ÎN DOMENIUL DE DEFORMARE LA SEMICALD CU AJUTORUL UNEI REGRESII LINIARE MULTIPLE

Dr. ing. I. Drăgan
dr. ing. L. Nistor
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

C.Z.: 621.7.011.2

Cu privire la comportarea la deformare a oțelurilor cu conținut redus și mediu de carbon, singurul aspect cuprins în standard este domeniul de temperatură la care aceste oțeluri se pot deforma la cald. Or, larga întrebuințare a acestor oțeluri în producția de laminate, deformarea lor în condiții cît mai adecvate scopului urmărit, alegerea parametrilor utilajelor folosite pentru deformare etc. reclamă cunoașterea a cît mai multor caracteristici.

Considerente teoretice. Efortul tangențial maxim (τ_{max}) s-a determinat pornind de la momentul de răsucire maxim măsurat (M_{tmax}), folosindu-se relația :

$$\tau_{max} = \frac{(3 + c)}{2\pi r^3} M_{tmax}$$

în care : r este raza porțiunii deformabile a epruvetei prin răsucire, iar c — coeficientul de corecție, care depinde de calitatea materialului deformat.

Viteza de deformare prin răsucire s-a apreciat cu relația :

$$\dot{\varepsilon}_0 = \frac{\pi dn}{l}$$

unde : d este diametrul epruvetei ; l — lungimea (deformată) a epruvetei ; n — rotația instalației de încercare (pentru d = 8 mm, l = = 32 mm, n = 2 rot/s, $\dot{\varepsilon}_0 = 1{,}57\ s^{-1}$).

Încercări experimentale. Variația rezistenței la deformare cu temperatura s-a urmărit pe oțeluri avînd un conținut de carbon cuprins în intervalul 0,10 — 0,50% (tab. 1).

Încercările experimentale s-au efectuat prin răsucire [1], pe probe prelevate din bare laminate cu diametrul de 20 mm. Porțiunea deformată a epruvetelor a fost de Ø 8 × 32 mm, lungimea acestora menținîndu-se constantă în timpul deformării (neglijîndu-se deformările elastice ale dispozitivului de prindere).

Tabelul 1
Table 1

Oțelul	Conținutul în elemente, %			
	C	Mn	Si	Alte elem.
1	0,11	0,49	0,29	—
2	0,21	0,52	0,31	—
3	0,34	0,68	0,32	—
4	0,47	0,69	0,30	—

Încălzirea epruvetelor s-a făcut prin inducție, utilizîndu-se un generator de înaltă frecvență de 1,9 MHz. Durata de încălzire a fost cuprinsă între 4 și 6 min. Încălzirea s-a menținut pe toată durata încercării, luîndu-se în considerare temperatura medie măsurată la marginea porțiunii deformabile a epruvetei și pe suprafața zonei de deformare.

Caracterul specific al evoluției momentului de răsucire (M_t) și al forței axiale (F_a) rezultă din oscilograma înregistrată în timpul deformării (fig. 1). Un minim în evoluția rezistenței la deformare (fig. 2) apare la temperaturi cuprinse între 740 și 770°C, în mod evident cu atît mai mult cu cît conținutul în carbon este mai scăzut. În stînga domeniului de temperaturi, se observă o dependență cu atît mai apropiată de o dreaptă cu cît conținutul în carbon este mai mare.

Față de 1000°C, rezistența la deformare pentru același oțel este de circa 2,2 — 3,1 ori mai mare în domeniul de deformare la semicald.

Intervalul de temperaturi cuprins între 600 și 800°C pune în evidență o mare diferență între valorile rezistenței la deformare pentru un oțel cu 0,11% C și cel cu 0,47% C, ceea ce nu se întîmplă la temperaturi peste 850°C, unde, dimpotrivă, valorile rezistenței la deformare sînt destul de apropiate.

Lipsa unor relații de calcul al rezistenței la deformare în domeniul deformării la semicald, precum și necesitatea obținerii unor valori minime ale acestei mărimi pentru diferite sco-

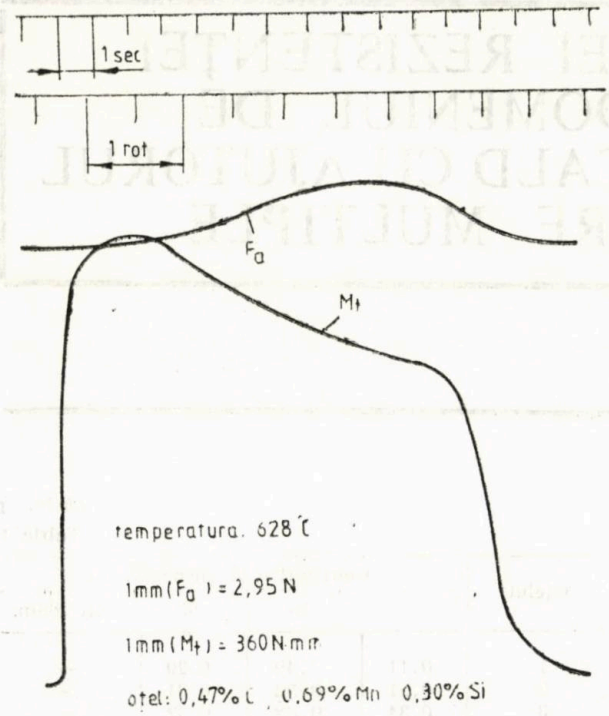


Fig. 1. Oscilograma de evoluţie a momentului de răsucire şi a forţei axiale la temperatura de 628°C pentru oţel [4]

Fig. 1. Twisting couple and axial force oscillograms for steel at 628°C

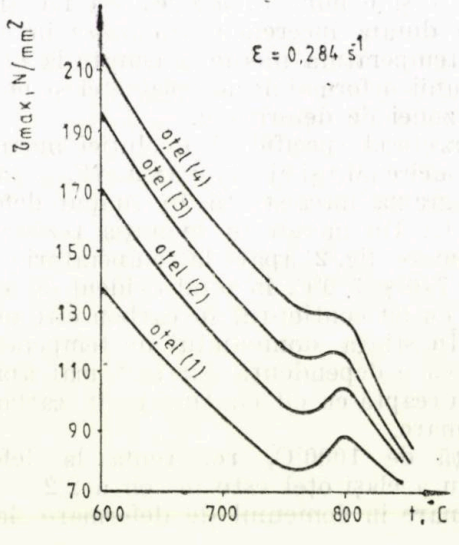


Fig. 2. Evoluţia rezistenţei la deformare (τ_{max}) cu temperatura

Fig. 2. Deformation resistance (τ_{max}) diagram depending on temperature

puri practice impun construirea unor funcţii care să redea valori utile (de ex. în urmărirea asistată de calculator a unor procese de deformare plastică).

În general, o astfel de problemă constă în construcţia unei funcţii de mai multe variabile, de forma :

$$\hat{Y} = \hat{A}_0 + \hat{A}_1 F_1(x) + \hat{A}_2 F_2(x) + \ldots + \hat{A}_M F_M(x)$$

unde : $\hat{Y}$ este variabila dependentă ;

$\hat{A}$ — coeficienţi necunoscuţi, j=0, 1, . . ., . . .,M ;

F_j — funcţii de variabilele independente X_i, i = 1, 2, 3, . . ., K ; j = 1, 2, 3, . . ., M.

Procedeul constă în minimizarea, prin metoda celor mai mici pătrate, a unei funcţii obiective S, de forma :

$$S = \sum_{I=1}^{N} (Y_i - \hat{Y}_i)^2$$

unde : Y_i sînt valorile experimentale ale variabilelor dependente. Funcţia „rezistenţă la deformare" studiată în domeniul de deformare la semicald a fost dezvoltată sub forma unei regresii liniare multiple, de forma :

$$\tau_{max} = \hat{Y} = \hat{A}_0 + \hat{A}_1 X_1 + \hat{A}_2 X_2 + \hat{A}_3 X_3 +$$

$$\hat{A}_4 X_1 X_2 + \hat{A}_5 X_2 X_3 + \hat{A}_6 X_1 X_3 + \hat{A}_7 X_1^2 + \hat{A}_8 X_2^2 +$$

$$+ \hat{A}_9 X_3^2 + \hat{A}_{10} X_1^2 X_2 + \hat{A}_{11} X_1^2 X_3 + \hat{A}_{12} X_2^2 X_3 +$$

$$\hat{A}_{13} X_1 X_2^2 + \hat{A}_{14} X_1 X_3^2 + \hat{A}_{15} X_2 X_3^2 + \hat{A}_{16} X_1^3 +$$

$$+ \hat{A}_{17} X_2^3 + \hat{A}_{18} X_3^3 + \hat{A}_{19} X_1 X_2 X_3$$

cu variabilele independente :

X_1 — conţinutul în carbon al oţelului, % ;

X_2 — temperatura de deformare, °C ;

X_3 — viteza de deformare, s^{-1}.

Programul REGLIN (cu schema logică prezentată în fig. 3) este conceput în limbaj BASIC în variantă conversaţională şi implementat pe un microcalculator FELIX M 118. Principalii parametri care intervin în program au următoarea semnificaţie :

NA — numărul coeficienţilor necunoscuţi minus 1 (NA ⩾ 2) ;

NX — numărul variabilelor independente ;

M — numărul punctelor experimentale ;

X — matricea variabilelor independente ;

Y — vectorul variabilelor dependente.

Pentru NA = 19, NX = 3, M = 33, programul REGLIN oferă valorile :

$\hat{A}_0 = -3811{,}19$	$\hat{A}_2 = 15{,}0321$
$\hat{A}_1 = 6387{,}2$	$\hat{A}_3 = 2966{,}77$
$\hat{A}_4 = -2{,}29204$	$\hat{A}_6 = -15679{,}8$
$\hat{A}_5 = -0{,}92925$	$\hat{A}_7 = -9106{,}95$
$\hat{A}_8 = -0{,}0234492$	$\hat{A}_{12} = 6{,}474710$
$\hat{A}_9 = -424{,}645$	$\hat{A}_{13} = 5{,}2168710$
$\hat{A}_{10} = 1{,}85146$	$\hat{A}_{14} = -61{,}5554$
$\hat{A}_{11} = 23376{,}9$	$\hat{A}_{15} = 0{,}0123017$
	S = 88,4796

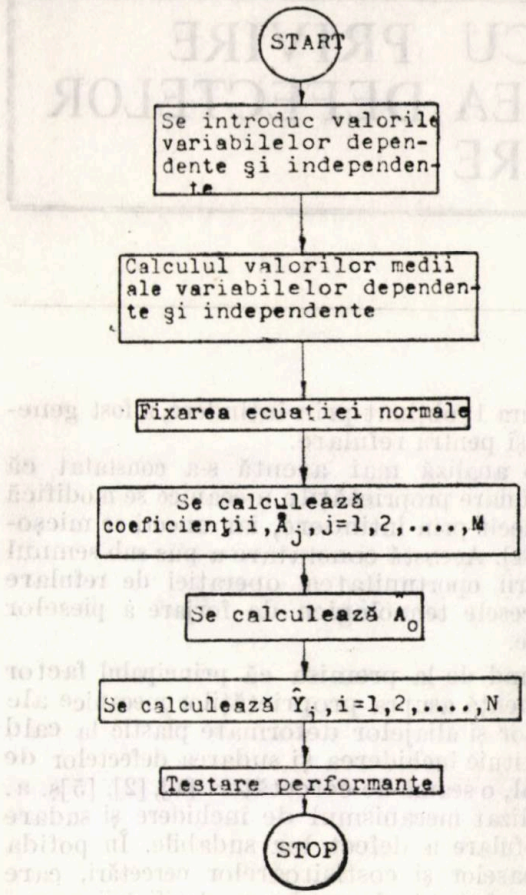


Fig. 3. Schema logică a regresiei multiple (algoritmul REGLIN)

Fig. 3. Multiple regression logic diagram (Reglin algorithm

$\hat{A}_{16} = 1059$ $\hat{A}_{18} = 153{,}566$
$\hat{A}_{17} = 1{,}196810$ $\hat{A}_{19} = -0{,}142168$
$R^2 = 0{,}998578$

Concluzii

Urmărind valorile coeficientului de corelaţie multiplă care se apropie mult de valoarea 1, pentru toate oţelurile se poate trage concluzia că funcţia obiectiv are o structură adecvată şi reflectă influenţa parametrilor procesului de deformare la semicald.

Simplitatea construcţiei programului REGLIN îl face uşor utilizabil, fiind necesare modificări minime numai în programul de bază, abordabile pentru utilizator. Pe de altă parte, programul conceput permite utilizarea unui număr oricît de mare de variabile independente, cu o structură a regresiei fără nici un fel de restricţii asupra numărului coeficienţilor acesteia, de aici reieşind larga sa aplicabilitate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăgan Ioan — *Contribuţii la studiul deformabilităţii la cald a metalelor şi aliajelor prin metoda torsiunii.* Dizertaţie, I. P. Cluj-Napoca, 1965.

[2] Kuester J. L. şi Mize J. H. — *Optimisation Tech· With Fortran*, Mc. Graw-Hill, 1973.

[3] Dancea I. — *Programarea calculatoarelor numerice pentru rezolvarea problemelor cu caracter tehnic şi de cercetare ştiinţifică*, Cluj-Napoca, Editura Dacia, 1973.

Revista revistelor

STAHL UND EISEN, Germania, 1993, nr. 1

— Germania reunită în Europa şi în lume, p. 19
— Klöckner Rohrwerk Muldenstein GmbH — Restructurarea unei uzine la trecerea de la economia planificată la economia de piaţă, p. 27
— Planificarea întreţinerii într-un laminor la rece, cu utilizarea calculatoarelor, p. 35
— Noul sistem de măsurare şi de valorificare a datelor măsurate, la treapta continuă de laminare de la Bergakademie, Freiberg, p. 41
— Determinarea exactă în timp a mişcării produselor în depozit, prin tehnica laserului, p. 49
— Prelucrarea strategică a informaţiilor pentru îmbunătăţirea derulării comerciale a comenzilor, cu utilizarea depozitelor, p. 53
— Asigurarea calităţii în comerţul cu oţeluri, p. 61
— Controlul calităţii la laminoare, p. 65
— Linia modernizată pentru oţeluri nobile deschide noi anse comerciale (Krupp), p. 71
— Laminor nou pentru roţi de cale ferată, p. 77
— Proprietăţile şi prelucrabilitatea oţelurilor sărace în sulf p. 81
— Rapoarte de la congrese, p. 89
— Informaţii economice, p. 93

GIESSEREI, Germania, 1993, nr. 5

— Situaţia reciclării nisipului uzat. Urmările tehnico-economice ale noii legi privind deşeurile, pentru turnătoriile mijlocii, p. 127
— Turnătorii de fontă, oţel şi maleabile. Raport anual (1992) la sfîrşitul perioadei de recesiune, p. 132
— Trei decenii de cercetare în domeniul materialelor de formare, la Institutul de turnătorie al RWTH, Aachen, p. 137
— Procedee de executare a miezurilor (anii'90), p. 142
— Informaţii economice, p. 147
— Informaţii tehnice din turnătorii, p. 20

CERCETĂRI CU PRIVIRE LA ÎNCHIDEREA DEFECTELOR PRIN REFULARE

Ing. C. Popescu
I. M. G. B. — S. A. București

C.Z.: 620.1

În cazul forjării, unul din principalele scopuri îl constituie îmbunătățirea proprietăților mecanice. Se cunoaște că la întinderea prin forjare proprietățile mecanice în cele două direcții variază după un grafic similar cu cel din figura 1.

Modificarea proprietăților mecanice după graficul din figura 1 se datorează închiderii și sudării defectelor, compactizării și omogenizării structurii, precum și orientării în direcția de curgere a materialului, a incluziunilor și a defectelor nesudate. Prin defecte sudabile, în cele ce urmează, se înțeleg discontinuitățile care apar din cauza contracției în timpul solidificării lingoului și al răcirii după solidificare, inclusiv sulfurile generate de prezența gazelor.

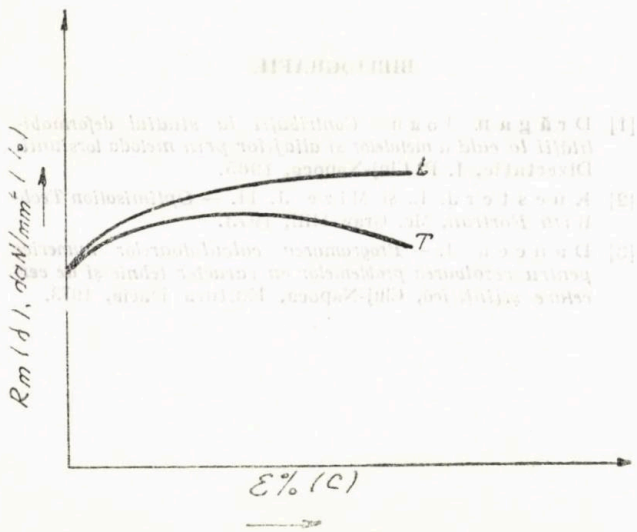


Fig. 1. Variația proprietăților mecanice în funcție de gradul de deformare plastică obținut la întinderea prin forjare
Fig. 1. Mechanical properties depending on strain rate by forge drawing

Pentru oțelurile de construcție, cele mai bune combinații de valori ale proprietăților mecanice se obțin la întinderea prin forjare cu coroiajul între 2,5 și 4,0. În cazul pieselor mari, cum ar fi de exemplu cilindrii de laminor, rotorii de turbină ș. a., obținerea numai prin întindere a acestui coroiaj necesită lingouri cu masa mult mai mare decît masa piesei forjate. Pe măsura creșterii masei lingourilor, pe lîngă dificultățile de elaborare și turnare, se amplifică și dificultățile de forjare. Pentru înlăturarea acestui neajuns, lingourile mari s-au înlocuit cu lingouri mai mici, iar coroiajul obținut prin întindere, sub cel necesar, s-a multiplicat cu coroiajul obținut la refulare. În acest fel graficul din figura 1, obținut prin întindere, a fost generalizat și pentru refulare.

La o analiză mai atentă s-a constatat că prin refulare proprietățile mecanice se modifică altfel decît prin întindere, iar uneori se micșorează [4]. Această constatare a pus sub semnul întrebării oportunitatea operației de refulare în procesele tehnologice de forjare a pieselor alungite.

Pornind de la premisa că principalul factor de influență asupra proprietăților mecanice ale metalelor și aliajelor deformate plastic la cald îl constituie închiderea și sudarea defectelor de material, o seamă de cercetători [1], [2], [5]ș. a. au analizat mecanismul de închidere și sudare prin refulare a defectelor sudabile. În pofida numeroaselor și costisitoarelor cercetări, care au fost efectuate în vederea clarificării mecanismului de închidere și de sudare a defectelor și a stabilirii influenței refulării asupra proprietăților mecanice ale pieselor forjate, controversele referitoare la oportunitatea operației de refulare în procesele tehnologice de forjare a pieselor alungite nu sînt pe deplin elucidate.

Pentru a contribui la eliminarea unora din aceste neclarități, în lucrarea de față s-a urmărit stabilirea pe cale experimentală a evoluției dimensiunilor defectelor de material în timpul refulării. În acest scop, au fost executate din oțel de construcție nealiat sau slab aliat diverse tipuri de epruvete în care s-au introdus defecte artificiale.

În figura 2 se prezintă două tipuri de epruvete care s-au folosit atît pentru experiențele de laborator cît și pentru cele industriale. La epruvetele folosite pentru experiențele de laborator, înălțimea H_0 a variat între 70 și 175 mm, iar diametrul găurii bucșei interioare între 2 și 5 mm. Din motive de execuție, bucșele înalte cu diametrul d_0 mic au fost executate din mai multe bucăți. Epruvetele destinate a fi deformate în condiții de uzină au avut diametrul exterior D_0 cuprins între 70 și 300 mm. La epruvetele cu $D_0 = 300$ mm, înălțimea H_0 a variat între 300 și 750 mm. Ca regulă generală, raportul H_0/D_0 a crescut de la 1,0 la 2,5 cu pasul de 0,5.

Pe lîngă epruvetele reprezentate în figura 2 au fost folosite şi epruvete de alte forme, ca de exemplu epruvete cu bucşa intermediară înfundată la unul sau ambele capete, epruvete cu ştifturi şi bucşe etc.

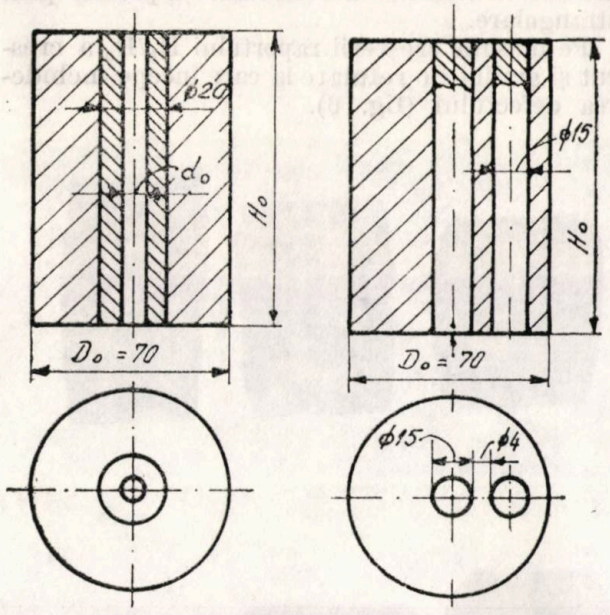


Fig. 2. Desenul de execuţie al epruvetelor de forme diferite
Fig. 2. Shop drawing for various shapes of test pieces

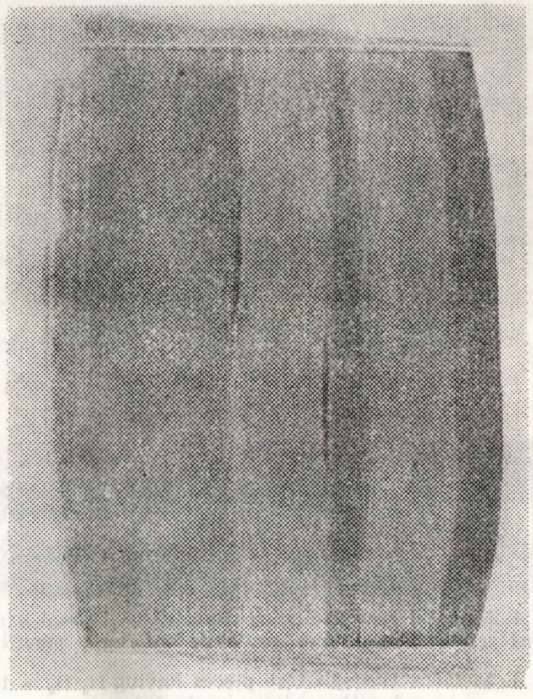
După încălzire la 1100°C şi refulare cu diverse grade de deformare plastică, epruvetele au fost secţionate longitudinal, iar pe baza formei şi dimensiunilor defectelor s-a analizat şi stabilit comportamentul acestora în timpul refulării.

În figura 3 se prezintă aspectul secţiunii longitudinale în două epruvete de forme diferite refulate cu 20 şi 30%.

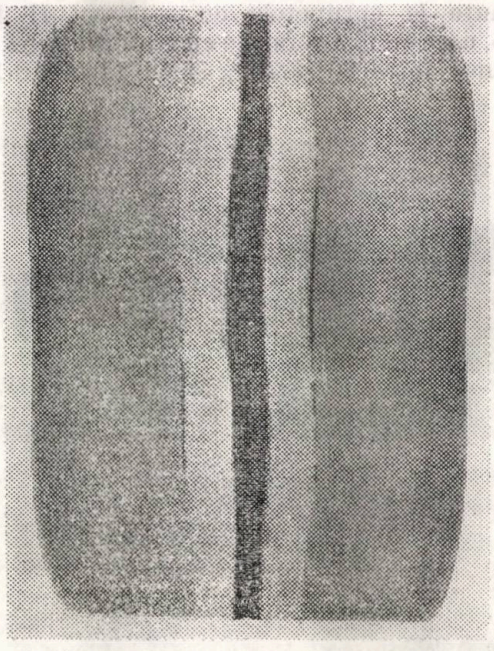
Evoluţia formei şi dimensiunilor găurii în timpul refulării epruvetelor cu $H_0 = D_0 = 70$ mm şi $d_0 = 5$ mm se prezintă în figura 4. Epruvetele reprezentate în figura 4 au fost refulate cu : 10 ; 20 ; 30 ; 50 ; 60 şi 70%.

Gradul de deformare plastică prin refulare s-a calculat pentru toate cazurile cu relaţia : $(H_0 - H_1) : H_0 \cdot 100$, în care H_0 şi H_1 reprezintă înălţimea epruvetei înainte şi după refulare.

Din figura 4 se observă că la $\varepsilon = 10\%$ diametrul găurii s-a modificat foarte puţin, practic neglijabil. Modificarea diametrului găurii la $\varepsilon = 10\%$ s-a produs în sensul măririi acestuia de la 5,0 la 5,1 — 5,2 mm. La $\varepsilon = 20\%$, la mijlocul înălţimii epruvetei, gaura şi-a micşorat diametrul de la 5,0 la 4,0 mm, în timp ce diametrul exterior al bucşei a crescut de la 20 la 28 mm. În continuare, pe măsura creşterii gradului de refulare diametrul găurii s-a micşorat pînă la anulare. Închiderea totală a găurii la mijlocul înălţimii epruvetei s-a produs la $\varepsilon > 50\%$, iar pe toată înălţimea la $\varepsilon > 70\%$, adică la raportul $H_1/D_1 < 0{,}175$.



a



b

Fig. 3. Aspectul secţiunii longitudinale în epruvetele refulate :
a — $H_0/D_0 = 2$; $\varepsilon = 20\%$;
b — $H_0/D_0 = 2{,}5$; $\varepsilon = 30\%$

Fig. 3. Centerline section in headed test pieces

În cazul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 < 1{,}0$, deschiderea defectelor la începutul refulării a fost mult mai pronunţată, iar închiderea a început la grade de refulare cu atît mai mari cu cît a fost mai mare valoarea raportului H_0/D_0.

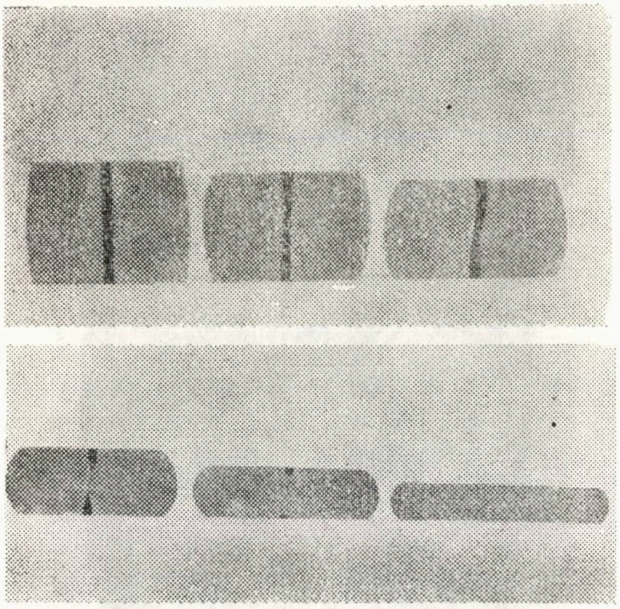


Fig. 4. Aspectul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 = 1$ care au fost refulate cu diverse grade de deformare plastică

Fig. 4. Sections through test pieces having $H_0/D_0 = 1$ headed with various strain rates

În figura 5 se prezintă secțiunile longitudinale obținute la epruvetele cu raportul $H_0/D_0 = 1{,}5$, care au fost refulate cu grade de deformare cuprinse între 20 și 70% și cu pasul de 10%.

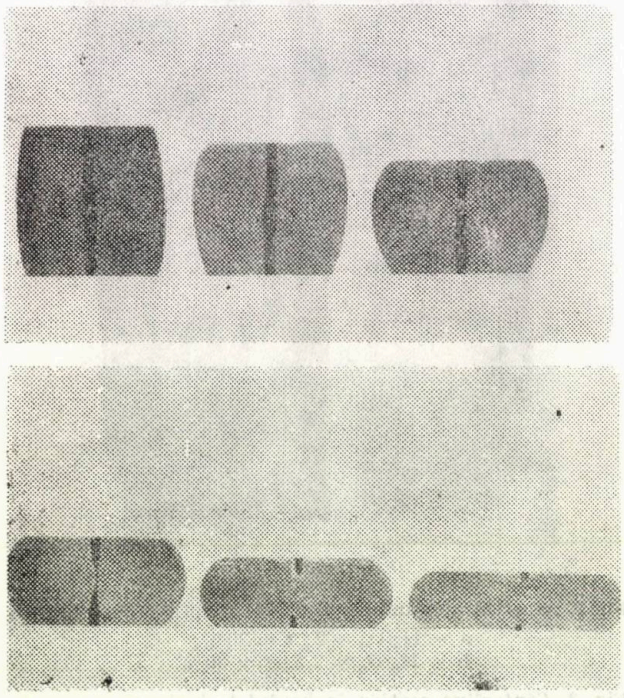


Fig. 5. Aspectul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 = 1{,}5$ refulate cu $\varepsilon = 20 \ldots 70\%$

Fig. 5. Sections through test vieces having $H_0/D_0 = 15$ headed with ε 20 ... 70%.

Din figura 5 se observă că la mijlocul înălțimii epruvetei închiderea găurii a început la $\varepsilon > 30\%$, iar finalizarea s-a produs la $\varepsilon > 50\%$. După refularea cu $\varepsilon = 70\%$, la capetele epruvetei defectul a mai rămas deschis pe o porțiune care totalizează cca 25% din înălțimea totală. Atît din figura 5 cît și din figura 4 se mai observă că închiderea defectului s-a produs prin strangulare.

Pe măsura creșterii raportului H_0/D_0 a crescut și gradul de refulare la care începe închiderea defectului (fig. 6).

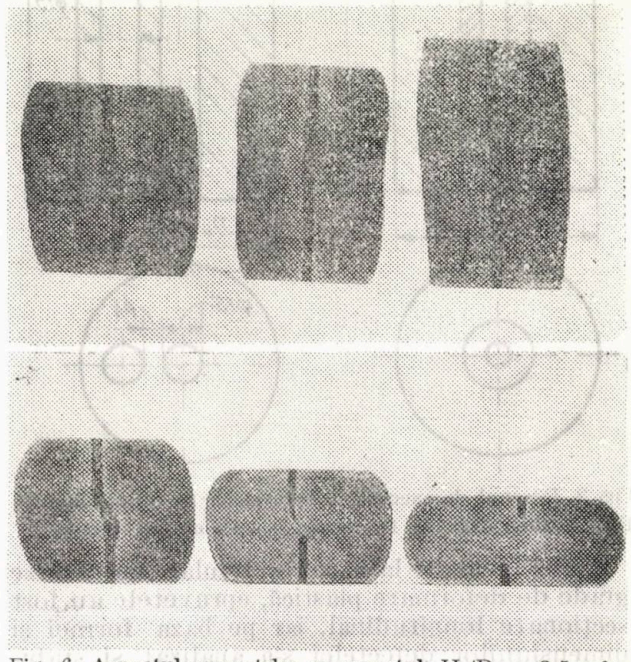


Fig. 6. Aspectul epruvetelor cu raportul $H_0/D_0 = 2{,}5$ refulate cu $\varepsilon = 20 \ldots 70\%$

Fig. 6. Sections through test pieces having $H_0/D_0 = 2.5$ headed with $\varepsilon = 20 \ldots 70\%$

Din figura 6 se observă că în cazul epruvetelor cu $H_0/D_0 = 2{,}5$ închiderea defectului la mijlocul înălțimii epruvetei a început la $\varepsilon > 50\%$, dar nu a ajuns la capete nici la $\varepsilon = 70\%$. În acest caz, la $\varepsilon = 70\%$ și raportul $H_1/D_1 = 0{,}41$, în zonele de deformare îngreunată, defectul a mai rămas deschis pe o adîncime care totalizează cca jumătate din înălțimea totală. De asemenea, mai trebuie remarcat faptul că, spre deosebire de epruvetele cu $H_0/D_0 \leqslant 1{,}5$ unde defectele se închid prin strangulare, la cele cu $H_0/D_0 > 1{,}5$ închiderea are loc prin aplatisare. Această aplatisare se produce prin frîngerea zonei axiale și apropierea pereților laterali ai defectului.

În figura 7 se prezintă curbele de variație ale diametrului găurii d_1 după refulare, la mijlocul înălțimii epruvetei, în funcție de gradul de deformare plastică pentru epruvetele cu $d_0 = 5$ mm și valori diferite ale raportului H_0/D_0.

Din figura 7 se observă că, pe măsura creșterii raportului H_0/D_0, crește gradul de deschidere a defectului înainte de începerea închiderii, precum și gradul de deformare plastică

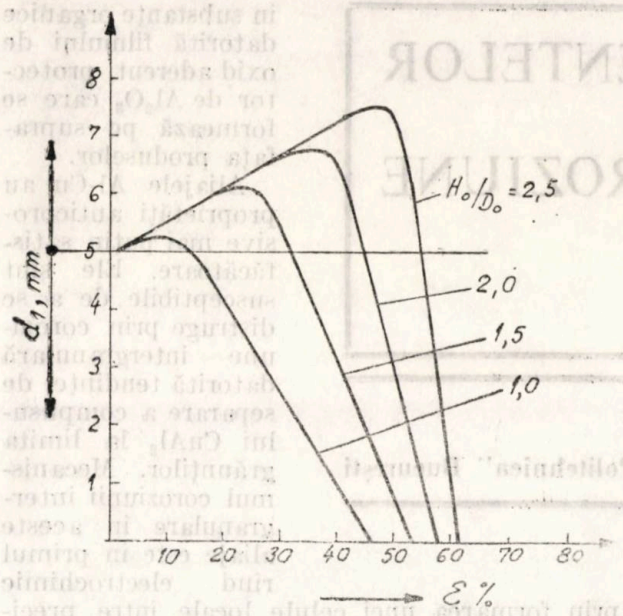


Fig. 7. Evoluția dimensiunilor defectului în timpul refulării epruvetelor cu raportul $d_0/D_0 = 0,07$ și valori diferite ale raportului H_0/D_0

Fig. 7. Flaw size evolution during heading of test pieces having $d_0/D_0 = 0.07$ and variable H_0/D_0

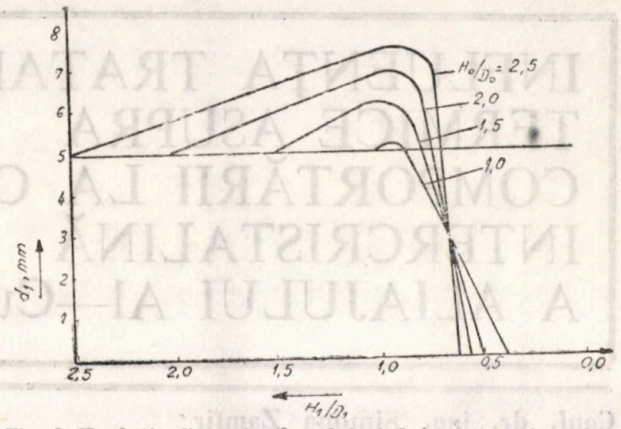


Fig. 8. Evoluția dimensiunilor defectului în timpul refulării epruvetelor cu raportul $d_0/D_0 = 0,07$ și valori diferite ale raportului H_1/D_1

Fig. 8. Flow size evolutions during heading of test pieces having d_0/D_0 0.07 and variable H_1/D_1

pentru închiderea completă la mijlocul înălțimii. Pe măsura micșorării defectului, față de cel analizat în figura 7, se micșorează și gradul de deformare plastică pentru închiderea acestuia la mijlocul înălțimii epruvetei.

În figura 8 se prezintă curbele de variație a grosimii aceluiași defect la mijlocul înălțimii epruvetei, în funcție de raporturile H_0/D_0 și H_1/D_1.

Din figura 8 se observă că, la valori supraunitare pentru raportul H_1/D_1, defectele se deschid indiferent de gradul de deformare plastică și de raportul dintre dimensiunile inițiale ale epruvetei. Închiderea defectelor începe în toate cazurile după ce raportul H_1/D_1 devine subunitar. Deschiderea defectelor cînd raportul $H_1/D_1 \geqslant 1,0$ și închiderea acestora la $H_1/D_1 < 1,0$ confirmă și pe această cale ipotezele enunțate în lucrarea [3] cu privire la starea de tensiune ce se crează în timpul refulării. Cu alte cuvinte, în timpul refulării epruvetelor cu raportul $H_1/D_1 \geqslant 1,0$ în zona centrală acționează starea de tensiune S_3 și nu S_1. Prezența celor două tensiuni de întindere radială constituie principala cauză a deschiderii și nesudării defectelor, inclusiv a reducerii proprietăților mecanice ale pieselor forjate prin refulare și întindere, dar cu grade mici de deformare plastică.

Din figura 8 se mai observă că, pentru închiderea defectelor la mijlocul înălțimii epruvetei sau a semifabricatului, raportul H_1/D_1 trebuie să fie sub 0,6. Ținînd seamă de faptul că în zonele de deformare îngreunată defectele se închid mai tîrziu, rezultă că pentru închiderea și sudarea acestora pe întreaga înălțime raportul H_1/D_1 trebuie să fie mult mai mic. Din figura 6 se observă că la capetele epruvetei defectul a mai rămas deschis chiar și în cazul refulării cu $\varepsilon = 70\%$, ceea ce corespunde raportului $H_1/D_1 \simeq 0,4$.

Rezultatele obținute la refulare, în condiții de uzină, a unor semifabricate cu dimensiunile $D_0 = 300$ mm și raportul $H_0/D_0 = 1,0 - 2,5$ nu diferă de cele obținute în condiții de laborator, unde au fost refulate epruvete de dimensiunile : $D_0 = 70$ mm și H_0 variabil între 70 și 175 mm.

Avînd în vedere că pentru piesele alungite, cum sînt de exemplu blocurile de matriță, cilindrii de laminor, rotorii de turbină și altele, refularea se execută pînă la raportul $H_1/D_1 = 1,0$, rezultă că în acest caz defectele se deschid la dimensiuni mai mari decît dimensiunile obținute după turnare și solidificare. Deschiderea defectelor în timpul refulării îngreunează închiderea și sudarea acestora la continuarea forjării prin întindere. Din această cauză se consideră că pentru piesele alungite, cum sînt de exemplu : blocurile de matrițe, cilindrii de laminor etc., operația de refulare nu trebuie inclusă în procesul tehnologic de forjare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kopp R. ș. a. *Influența refulării și a întinderii prin forjare asupra închiderii defectelor de material.* În : Stahl und Eisen, nr. 21, 1976.

[2] Kroneis M. *Studiul forjării discurilor prin refulare.* În : Revue de Métallurgie, nr. 11, 1962.

[3] Popescu, I. V. *Cercetări experimentale asupra stării de tensiune care apare în timpul refulării.* În : Construcția de mașini, nr. 2 — 3, 1989.

[4] Tiurin, A. V. *Teoria și procesele forjării lingourilor la prese,* Mettalurghizdat, Moscova, 1979.

[5] Tomlinson, A. ș. a. *Închiderea cavităților interne la forjarea prin refulare.* În : Journal of the Iron and Steel Inst., martie, 1962.

INFLUENȚA TRATAMENTELOR TERMICE ASUPRA COMPORTĂRII LA COROZIUNE INTERCRISTALINĂ A ALIAJULUI Al—Cu

Conf. dr. ing. Simona Zamfir
șef lucr. ing. Alexandra Dobre
as. univ. ing. Ruxandra Vidu **Universitatea „Politehnica" București**

C.Z.: 620.193

Dintre aliajele de aluminiu, de mare interes practic sînt aliajele deformabile, durificabile prin precipitare. Din categoria acestora se remarcă în mod deosebit aliajele de tipul Al-Cu cu adaosuri variabile de alte elemente. Tratamentele termice specifice ale acestor aliaje fiind călirea de punere în soluție de la 500 — 540°C în apă urmată de îmbătrînirea naturală sau artificială la 110—215°C, se realizează o durificare a aliajelor ca urmare a precipitațiilor fazelor secundare (Cu-Al).

În general, aliajele de aluminiu sînt stabile la acțiunea corosivă a atmosferei, a apei, în substanțe organice datorită filmului de oxid aderent, protector de Al_2O_3 care se formează pe suprafața produselor.

Aliajele Al-Cu au proprietăți anticorosive mai puțin satisfăcătoare. Ele sînt susceptibile de a se distruge prin coroziune intergranulară datorită tendinței de separare a compusului $CuAl_2$ la limita grăunților. Mecanismul coroziunii intergranulare în aceste aliaje este în primul rînd electrochimic prin formarea unei celule locale între precipitatele de la limita de grăunțe și matricea adiacentă. În aceste aliaje precipitatele $CuAl_2$ sînt mai nobile decît matricea, existînd o diferență de potențial între matrice și precipitat.

Gradul de susceptibilitate la atacul intergranular depinde de natura, cantitatea, mărimea distribuției precipitațiilor și, astfel, de tratamentele termice. Mediile care conțin cloruri provoacă o severă coroziune intergranulară a aliajelor de Al-Cu.

În lucrarea de față s-a urmărit stabilirea unei corelații între tratamentele termice aplicate aliajelor Al-Cu și comportarea lor la coroziune intergranulară.

Compoziția chimică a aliajului este prezentată în tabelul 1. Probele prelevate au fost

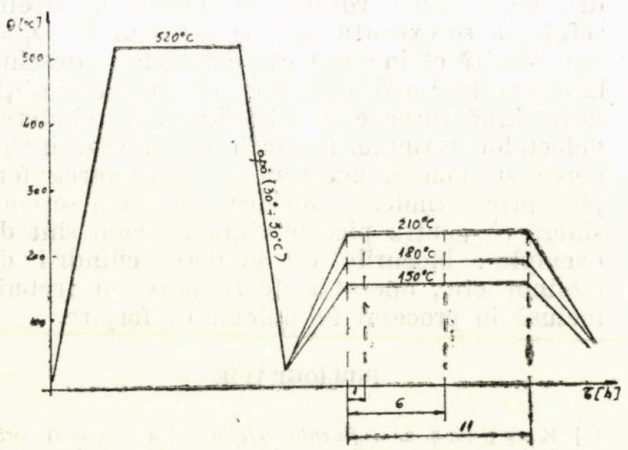


Fig. 1 Ciclurile de tratamente termice aplicate aliajelor Al-Cu

Fig. 1. Heat treatment cycles for Al-Cu alloys

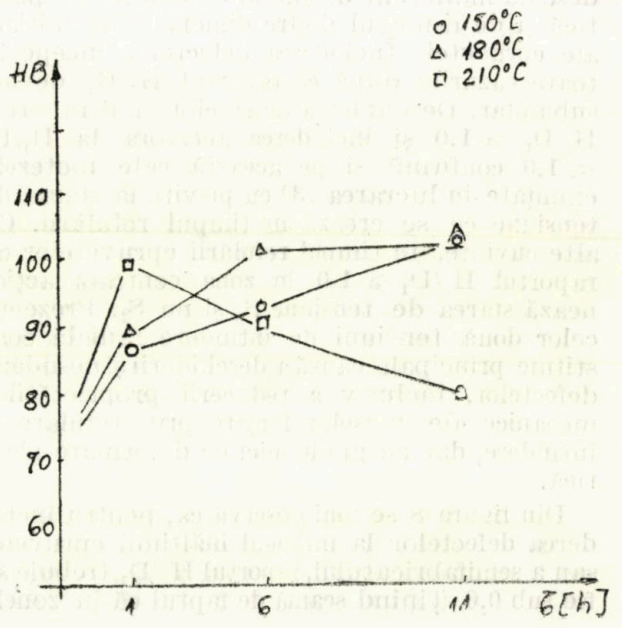


Fig. 2 Modificarea durității aliajelor Al-Cu în funcție de parametrii tratamentului de îmbătrînire

Fig. 2. Al-Cu alloy hardness variation with ageing parameters

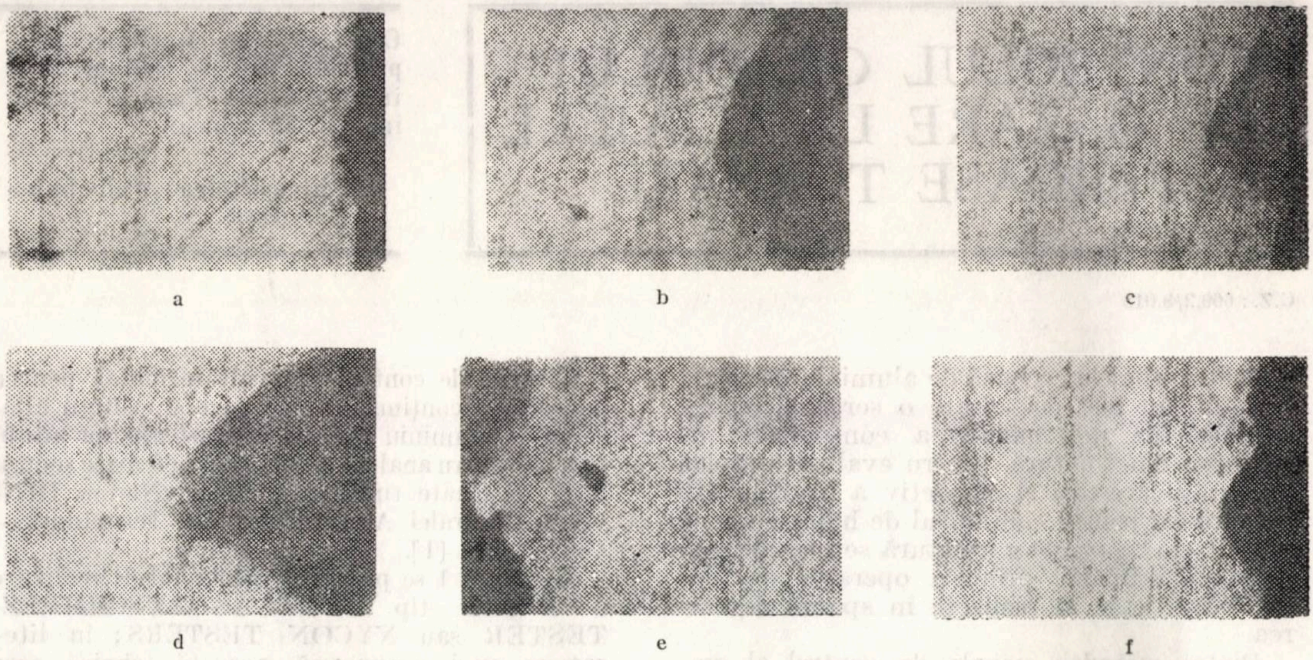


Fig. 3. Aspecte microscopice ale suprafeţelor după tratament termic şi testul de coroziune intergranulară:

a —C+I—150°C/6h
b —C+I—150°C/11h
c —C+I—180°C/6h
d —C+I—180°C/11h
e —C+I—210°C/6h
f —C+I—210°C/11h

Fig. 3. Microscopic aspects of the surface after heat treatment and intergranular corrosion test

a — quenching + ageing at 150°C/6h
b — „ „ 150°C/11 h
c — „ „ 180°C/6 h
d — „ „ 180°C/11 h
e — „ „ 210°C/6 h
f — „ „ 210°C/11 h

supuse unui tratament termic de călire de punere în soluţie de la 500 ± 5°C urmat de un tratament de îmbătrînire la diferite temperaturi şi durate de menţinere (fig. 1).

Pe probele astfel tratate au fost efectuate măsurători de duritate, pe baza cărora s-a trasat diagrama de variaţie a durităţii în timp în funcţie de temperatura de îmbătrînire.

Din diagrama de variaţie a durităţii (fig. 2) se observă că îmbătrînirile efectuate la temperaturi mai scăzute duc la obţinerea maximului de duritate după perioade mai lungi de menţinere, pe cînd la temperaturi mai ridicate maximul se obţine după un timp de menţinere mai scurt, după care duritatea scade.

Aceste modificări de durităţi sînt în concordanţă cu modificările structurale care au loc în timpul îmbătrînirii, modificări puse în evidenţă prin cercetări microstructurale. Un maxim de duritate corespunde unei precipitări intense, iar scăderea ulterioară de duritate, fenomenelor de coalescenţă.

Comportarea la coroziune intergranulară a probelor tratate termic a fost studiată într-un mediu apos de NaCl (fierbere 24 h). Cercetările microscopice efectuate relevă în acest caz apariţia coroziunii intergranulare, care a dus chiar şi la desprinderi de material şi trecerea lui în soluţie. Analiza comparativă a microstructurilor relevă că duritatea maximă corespunde susceptibilităţii maxime la coroziune intergranulară (fig. 3).

În concluzie, se apreciază că o îmbinare a caracteristicilor mecanice cu cele de rezistenţă la coroziune vor prezenta aliajele tratate termic la temperatură mai scăzută şi durată mică de menţinere, la care duritatea se situează pe partea ei ascendentă, obţinînd în acest mod şi o durificare.

CONTROLUL GRADULUI DE GAZARE LA ALIAJELE NEFEROASE TURNATE

Conf. dr. ing. I. Chira
prof. dr. ing. L. Sofroni
ing. Mihaela Pană
ing. I. Mărginean

Universitatea „Politehnica" București

C.Z.: 669.2/8.018

Pentru aliajele cu bază de aluminiu destinate turnării, au fost dezvoltate o serie de tehnici specifice de determinare a conținutului de hidrogen din topitură, pentru evaluarea rapidă a calității acesteia și respectiv a oportunității turnării ei; pentru conținutul de hidrogen peste cca 0,1 cm^3 gaz/100 g topitură se impune continuarea rafinării, printr-o operație specifică de tratare care să realizeze în special degazarea.

Dintre metodele uzuale de control al gradului de gazare se pot enumera:

— proba tronconică, solidificată la presiune atmosferică, în cochila de grafit, cupru sau fontă, tehnică cunoscută și utilizată la determinarea rapidă, pe cale spectrală, a compoziției chimice; în literatura de specialitate această încercare tehnologică este descrisă sub denumirile de probe tip DROSS-TEST, tip STRAUBE-PFEIFER, tip PH. SCHNEIDER;

— proba tronconică solidificată sub o depresiune de ordinul a 400 mm col. Hg (tip POROTEC-FOSECO);

— proba de densitate aparentă, solidificată tot sub o depresiune.

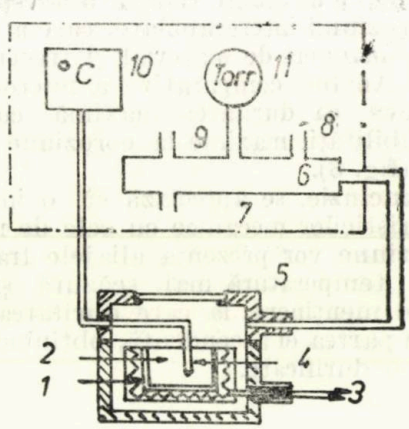


Fig. 1. Schema de principiu pentru realizarea testului tip NYCON-TESTERS: 1 — rezistențe electrice; 2 — creuzetul cu proba; 3 — alimentarea electrică; 4 — termocuplu; 5 — diafragmă de analiză (vizor transparent); 6 — conductă de aspirație; 7 — pompa de vid; 8 — ventil de aerisire; 9 — supapă; 10 — pirometru; 11 — manovacuumetru

Fig. 1. Basic diagram for NYCON TESTERS tests

Testele de control dezvoltate inițial pentru cercetarea conținutului de gaze și calității aliajelor de aluminiu primar au fost ulterior adaptate și pentru analiza topiturilor neferoase secundare destinate turnării pieselor (Norma DIN-Gl a Centralei Aluminiului din Düsseldorf — Germania) [1].

În figura 1 se prezintă principiul de realizare a testului tip TELEGAS-ALUSCHMELZ-TESTER sau NYCON TESTERS; în literatura anglo-americană această tehnică este descrisă sub denumirea de „principiul primei bule", definit inițial de Y. DARDEL. Acest principiu al „extracției la cald" a hidrogenului prin topirea reducătoare a unei probe într-un creuzet de grafit, de înaltă puritate și „spălarea" gazului extras în curent de argon sau heliu stă și la baza proiectării și construirii aparatelor tip LECCO-S.U.A., din dotarea laboratoarelor uzinale ale combinatelor metalurgice din țară [2], [3].

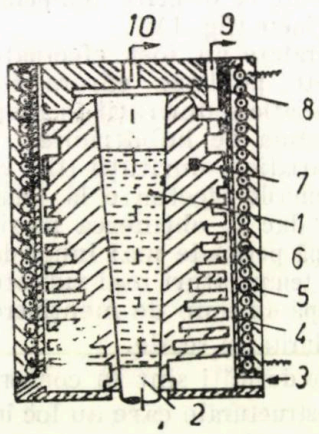


Fig. 2. Schema principală a testului NYCON-TESTERS, aparat tip TESTALOX: 1 — proba solidificată dirijat, la presiunea de 80 mbar; 2 — extractor; 3 — sistem de răcire dirijată, cu aer; 4 — carcasa metalică; 5 — material refractar; 6 — rezistențe electrice; 7 — creuzet; 8 — capac izolator; 9 — sistem de răcire prin absorbția aerului; 10 — sistem de vidare

Fig. 2. Basic diagram for NYCON TESTERS tests on TESTALOX device

În figura 2 se prezintă schematic principiul de funcționare a unui astfel de aparat, tip TESTALOX; proba 1 se solidifică dirijat într-un creuzet din oțel inoxidabil preîncălzit 7 sub influența unei depresiuni create de un sistem de vidare 2. În acest scop se prelevează din topitură circa 80 grame de lichid curățat de oxizi și zgură și se umple creuzetul metalic preîncălzit la 100°C, solidificarea realizîndu-se

dirijat, de jos în sus, sub vid, la o presiune remanentă de 80 mbar. Topitura cercetată este rafinată termic, anterior prelevării probei pentru controlul gradului de gazare, printr-o supraîncălzire rapidă, într-un timp scurt, la minimum 120°C peste temperatura lichidus respectivă. Prelevarea lichidului de analizat din topitură se realizează cu tuburi din sticlă de cuarț, cu dispozitive cu pară de cauciuc sau tip seringă, după metodologiile cunoscute, clasice.

Solidificarea probei are loc în cca 6 min; după răcire se cîntărește proba în aer și, pe baza legii lui Arhimede, prin cîntărirea cu balanța hidrostatică, cu proba scufundată în apă, se determină densitatea aparentă, obținută în condițiile menționate, de solidificare la o subpresiune de 80 mbar.

Se consideră că pentru a obține o piesă de calitate, cu o compactitate corespunzătoare a peretelui, trebuie ca diferența între densitatea reală d_r (obținută prin solidificarea probei la presiune atmosferică obișnuită) și densitatea aparentă d_a la subpresiune (respectiv solidificarea la 80 mbar) să nu fie peste 4%.

În cazul aliajelor cu baza de aluminiu, uzual utilizate pentru turnarea pieselor, densitățile reale de referință care se au în vedere la efectuarea acestui test sînt următoarele: aliaj AlSi7Mg — 2,62 g/cm³; aliaj AlSi — 2,55 g/cm³; aliaj AlCu — 2,65 g/cm³; aliaj Al-Mg — 2,53 g/cm³; aliaj AlZnSi — 2,75 g/cm³; aliaj AlSiCu — 2,69 g/cm³.

În figurile 3, 4 și 5 se indică un exemplu de apreciere a calității topiturii siluminului modificat tip AlSi7Mg, cu ajutorul testului densității la suprapresiune; gradul de gazare al topiturii analizate s-a determinat în raport de conținutul de hidrogen, determinat prin metoda extracției la cald și volumul microporilor. Pentru obținerea unui efect de modificare de durată, modificarea s-a realizat cu 0,3% Sr introdus (randamentul de asimilare între 63 și 74%).

Interpretarea rezultatelor unui astfel de test și aprecierea gradului de gazare, deci a calității topiturii ce urmează a fi utilizată pentru turnare, se realizează după cum urmează (fig. 3):

— la un conținut limită admis de hidrogen, de exemplu 0,16 ppm, densitatea probei modificate este mai mică, și anume de 2,4 g/cm³, comparativ cu proba nemodificată de 2,52 g/cm³;

— invers, pentru o densitate de referință prescrisă de 2,5 g/cm³, rezultă că topitura nemodificată va avea un conținut mai ridicat de hidrogen, de ordinul 0,2 ppm, în comparație cu aceeași topitură, dar modificată, de ~ 0,13 ppm hidrogen.

În figura 4 se indică dependența densității la subpresiune (în cazul de față la 80 mbar) de volumul microporilor, pentru cazul concret al siluminului tip G-AlSi7Mg, turnat în bare cilindrice cu diametrul de 20 mm; turnarea s-a

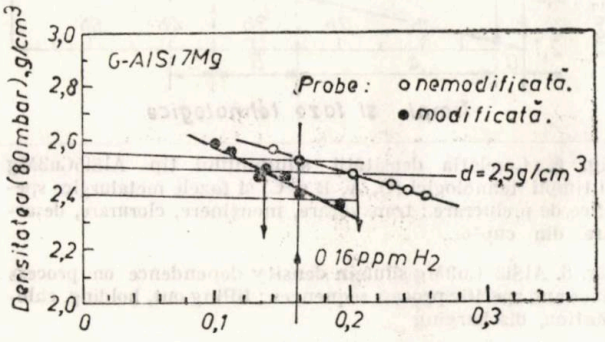


Fig. 3. Dependența densității la subpresiune de conținutul de hidrogen, pentru un silumin tip AlSi7Mg, nemodificat și modificat cu 0,3% Sr

Fig. 3. Negative pressure density dependence on hydrogen content for AlSi7Mg uninnoculated and innoculated with 0,3% Sr

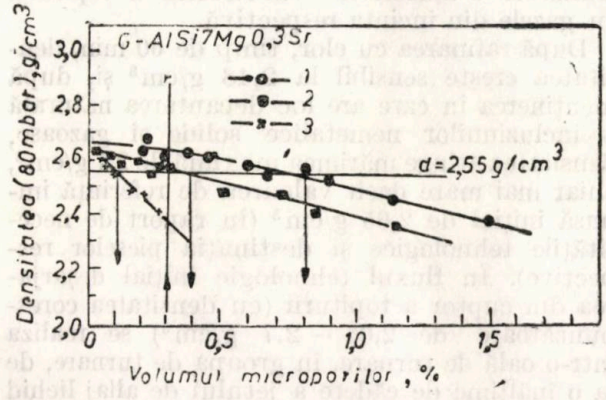


Fig. 4. Corelația între densitatea la subpresiune și volumul de pori, pentru bare turnate în diferite condiții de răcire

Fig. 4. Negative pressure density verus porosity volume

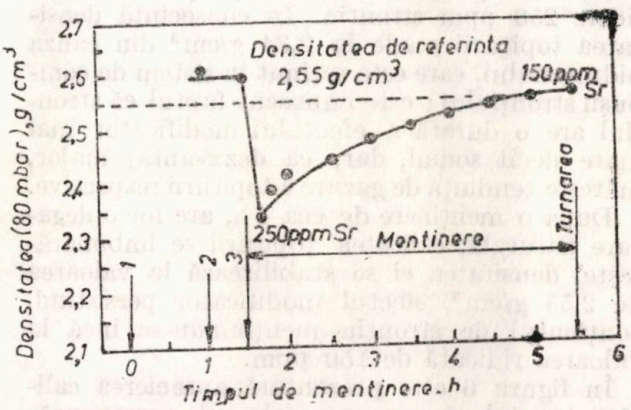


Fig. 5. Variația densității siluminului tip AlSi7Mg în raport cu procesul de modificare și menținere tehnologică

Fig. 5. AlSi7Mg silumin density versus innoculation procedure and hold time

realizat din topitură nemodificată în forme din amestec de formare (1) și cochile (2) și din topitură modificată cu 0,3% Sr (cantitate introdusă), în cochile (3). Timpii medii de solidificare (durata răcirii înregistrată pe curbele ATS) pentru cele trei cazuri menționate de turnare au fost de 92 s pentru (1), 88 pentru (2), 17 s pentru (3).

Considerînd pentru această marcă de silumin o densitate de referință, adoptată inițial pe considerente fizico-atomice de 2,55 g/cm³, se obțin (fig. 4):

— 0,1% volum de micropori la bara (3), turnată în cochilă și modificată, solidificată rapid în ~ 17 s;

— 0,4% volum de micropori la bara (2), turnată tot în cochilă, dar nemodificată, solidificată mai încet, în ~ 88 s;

— 0,8% volum de micropori la bara (1), turnată în condițiile cele mai nefavorabile: topitură nemodificată, forma din amestec de formare, solidificarea cu o viteză mică într-un timp de cca cinci ori mai mare ca bara (3), și anume ~ 92 s.

Invers, avînd această nomogramă întocmită la o valoare maxim admisibilă a porilor de 0,3%, pe considerente impuse de destinația și condițiile de lucru ale piesei respective, se va urmări ca turnarea să se facă în așa fel încît să ducă la obținerea unor valori minime ale densității, și anume cel puțin de 2,4 g/cm³ pentru cazul (3), de 2,55 g/cm³ pentru cazul (2) și 2,65 g/cm³ pentru cazul (1), respectiv timpii de solidificare-răcire să fie de ordinul menționat, și anume 17 s pentru bara (3), 88 s pentru bara (2) și 92 s pentru bara (1).

Dependența calității topiturii de modul ei de procesare metalurgică (respectiv modificare) și aprecierea acesteia prin intermediul testului de densitate de subpresiune (la solidificarea probei la 80 mbar) este ilustrată în figura 5; unei topituri tip AlSi7Mg, la 780°C și cu densitatea de 2,6 g/cm³ i se adaugă pentru modificare 250 ppm stronțiu. În consecință densitatea topiturii scade la 2,34 g/cm³ din cauza hidrogenului, care este reținut în sistem de compușii stronțiului; este cunoscut faptul că stronțiul are o durată a efectului modificator mai mare decît sodiul, dar, ca dezavantaj major, mărește tendința de gazare a topiturii respective.

După o menținere de cca 4 h, are loc o degazare naturală, calitatea topiturii se îmbunătățește, densitatea ei se stabilizează la valoarea de 2,55 g/cm³, efectul modificator persistînd, conținutul de stronțiu menținîndu-se încă la valoarea ridicată de 150 ppm.

În figura 6 este prezentată aprecierea calității (gradul de gazare, volumul corespunzător al porilor și deci densitatea efectivă care ar fi obținută la turnare) a unei topituri tip AlSi5Cu3Mg, prin intermediul testului densității prin solidificarea la subpresiune:

— domeniul 0 reprezintă faza tehnologică de transvazare a topiturii din cuptorul de topire, basculant-rotitor (cu tambur) în cuptorul de menținere, cu creuzet;

— domeniul A, corectarea compoziției chimice;

— domeniul B, rafinarea (dezoxidarea prin decantare și antrenare și degazarea prin barbotare) prin tratarea cu clor;

— domeniul C, menținerea după tratarea cu clor.

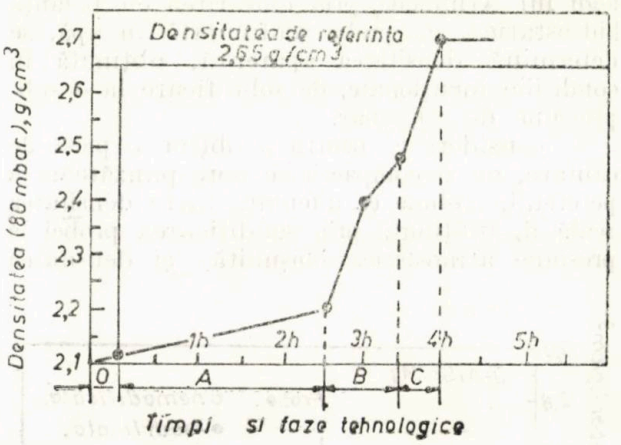


Fig. 6. Corelația densității siluminului tip AlSi5Cu3Mg cu timpii tehnologici (O, A, B și C) și fazele metalurgice specifice de prelucrare: transvazare, menținere, clorurare, deșarjare din cuptor

Fig. 6. AlSi5 Cu3Mg silumin density dependence on process times and specific process sequences: filling out, holding, chlorination, discharging

Astfel se observă că după transvazare topitura are o densitate de 2,11 g/cm³, care în timpul celor 150 min de corecție a compoziției chimice crește la 2,2 g/cm³, cuptorul cu creuzet provocînd o degazare naturală prin convecție mai mare decît cuptorul rotitor, care realizează o amestecare turbulentă a topiturii cu gazele din incinta respectivă.

După rafinarea cu clor, timp de 60 min, densitatea crește sensibil la 2,48 g/cm³ și, după menținerea în care are loc decantarea naturală a incluziunilor nemetalice solide și gazoase, densitatea atinge mărimea maximă de 2,7 g/cm³, chiar mai mare decît valoarea de referință impusă inițial de 2,65 g/cm³ (în raport de necesitățile tehnologice și destinația pieselor respective). În fluxul tehnologic inițial deșarjarea din cuptor a topiturii (cu densitatea corespunzătoare de 2,65 — 2,7 g/cm³) se realiza într-o oală de turnare, în groapa de turnare, de la o înălțime de cădere a jetului de aliaj lichid de ~ 2,1 m; turbulența curgerii și antrenarea aerului de jetul de aliaj lichid ducea la scăderea densității în oala de turnare la valori de 2,4 — 2,43 g/cm³.

Prin reproiectarea sistemului tehnologic și a operației de deșarjare, s-au obținut în oala de turnare densități de 2,55 — 2,6 g/cm³, ceea ce a indicat calitatea corespunzătoare a topiturii și oportunitatea utilizării sale la turnare.

Astfel de metode și tehnici, corect realizate, dau posibilitatea obținerii unor rezultate reproductibile, care să poată fi la îndemîna tehnologului în scopul aprecierii cît mai exacte și corecte a gradului de gazare a topiturilor neferoase și, implicit, a calității acestora.

BIBLIOGRAFIE

[1] Orbon, N. *Entgasungs und Reinigungsverfahren für Aluminiumschmelzen.* În Giesserei, 77, nr. 3, 1980, p. 95—97

[2] Hielscher, W. *Qualitätsorientierte Schmelzeprüfung in der Aluminiumgiesserei.* În: Giesserei, 74, nr. 23 1987, p. 695 — 700.

[3] Chira, I. și Pană Mihaela *Caracterizarea proprietăților de turnare ale aliajelor neferoase.* În: Construcția de Mașini, 1992, nr. 11—12, 1992, p. 28.

Revista revistelor

METALLURGICAL PLANT AND TECHNOLOGY INTERNATIONAL R.F.G., 1993, nr. 1

— Criza — o șansă pentru viitor?, p. 6
— Economia mondială la răscruce, p. 22
— Tăierea abrazivă, o nouă metodă pentru tăierea tablei groase și a tablei subțiri cu rezistență mare la uzură, p. 28
— Elaborarea modernă a oțelului și topirea feroaliajelor în cuptor cu arc cu curent continuu, p. 30
— Îmbunătățirea siguranței de deschidere a ajutajelor oalelor cu oțel înainte de turnare, p. 42
— Experiența dobîndită în aplicarea maselor care se prelucrează automat drept căptușeală de lucru în distribuitor, p. 46
— Laminorul de bare modernizat oferă noi posibilități, p. 52
— Laminarea economică a oțelurilor inoxidabile la laminoarele Steckel, p. 58
— Ghidaje de intrare în laminoarele de bare și sîrmă, p. 72
— Sistem de ambalare a rulourilor bazat pe o soluție cerută de beneficiar, p. 80

METALURGICAL PLANT AND TECHNOLOGY INTERNATIONAL, R.F.G., 1992, nr. 4

— Internaționalizarea activității de cercetare și dezvoltare, p. 24
— Răcirea gazului după ieșirea din cuptorul electric cu arc, p. 32
— Sistem de răcire a plăcii de răcire din cupru pentru pereții furnalului, p. 38
— Sistemul Hytemp Hyl pentru legarea directă a unei instalații de reducere directă de un cuptor electric cu arc, p. 42
— Cuptor electric cu arc cu curent continuu și încărcarea continuă a deșeurilor la minioțelăria SME (Societe Métallurgique de l'Escaut), p. 48
— Utilizarea energiei într-un cuptor electric cu arc, p. 52
— Reducerea costurilor energetice în oțelăriile electrice cu un sistem de control al consumului, p. 62
— 40 de ani de elaborare a oțelului în convertizorul LD, p. 70
— 40 de ani de oțel LD — progrese, rezultate și perspective, p. 80
— Durate optime de evacuare și fiabilitate mărite în cazul utilizării unui nou sistem de convertizor cu orificiu de evacuare, p. 86
— Legarea la cald a instalației de turnare continuă cu următoarele etape ale laminării în vederea creșterii randamentului energetic, p. 96
— Evaluarea competitivității laminoarelor, p. 112
— Calibrarea lățimii, controlul automat al lățimii și optimizarea șutării la laminoarele de benzi la cald, p. 122
— Produse laminate la rece de calitate superioară obținute prin aplicarea conceptului High-Tech Rolling (HTR), p. 130
— O nouă tehnologie de ambalare a rulourilor, p. 142
— Controlul calității în laminoare, p. 146

GIESSEREI, R.F.G., 1992, nr. 16

— Formarea inginerilor și cercetarea în învățămîntul superior în vederea unor tehnici de finisare nepoluante. Formarea prin turnare a materialelor metalice (Uniunea turnătorilor germani), p. 669
— Asigurarea progresului ingineresc în tehnologiile de turnare, problemă prioritară, p. 671
— GDM — adunarea colaboratorilor la Augsburg, cu o bună participare p. 672
— Situația turnătoriilor de metale neferoase, p. 673
— Experiența de exploatare cu o instalație combinată de ardere a gazelor reziduale și regenerarea termică a nisipurilor într-o turnătorie specială de aluminiu, p. 678
— Comunicări de specialitate la Congresul turnătorilor — Düsseldorf, rezumate. Partea a 2-a, p. 682
— Acumularea datelor de exploatare; activitate principală — prelucrarea interuzinală a informațiilor, p. 689
— Informații tehnice : posibilități îmbunătățite de utilizare a fontei turnate cu grafit vermicular, p. 691

GIESSEREI, R.F.G., 1992, nr. 17

— Cel de-al 59-lea Congres mondial al turnătorilor, în Brazilia, p. 707
— A 37-a reuniune a Asociației turnătorilor germani de la Dresda. Intensificarea activităților internaționale, p. 708
— Turnătoriile germane între economia planificată și cea de piață, p. 709
— „Hexagonala" — Intrunirea a șase țări la Portoroz/ Slovenia pe probleme tehnice de turnare, p. 712
— Calitatea este mai mult decît normă, p. 715
— Cercetările structurale cantitative și fonte cu grafit nodular marchează condițiile de fabricație, p. 718
— Influența fabricației modelului asupra calității turnării aluminiului în forme cu modele gazificabile, p. 722

Recenzie

Revista „Staniul şi utilizările sale"

TIN AND IT'S USES

Revista este editată de către INSTITUTUL INTERNAŢIONAL DE CERCETARE A STANIULUI şi este concepută pentru a informa cititorii asupra noilor realizări în domeniu. Revista apare anual în limbile engleză, franceză, germană, spaniolă, japoneză. Institutul Internaţional de Cercetare a Staniului este finanţat de principalele cinci ţări producătoare din lume : Indonezia, Malaezia, Nigeria, Tailanda şi Zair. Principalele laboratoare de cercetare a staniului se află în Uxbridge, Middlessex, Anglia.

Alte centre care contribuie la studiul staniului sînt : Centrul de Informaţii al Staniului din America de Nord, Columbus (S.U.A.) ; Centre d'Information de l'Etain, Bruxelles, Belgia ; Centro de Informacions sobre Estando, Rio de Janeiro, Brazilia ; Zinn — Informationsbüro, Düsseldorf, Germania ; Technisch Informatie Centrum voor Tin, Zoetermeer, Olanda ; Japan Tin Centre, Tokyo, Japonia ; Australian Tin Information Centre, Sydney, Australia.

Întregul grup de organizaţii controlate de Institut este angajat în cunoaşterea staniului şi posibilităţilor multiple ale acestuia prin publicarea rezultatelor şi cercetărilor, realizînd o adevărată literatură tehnică dedicată staniului : broşuri, manuale (gen handbook), referate, expoziţii, tîrguri, demonstraţii practice. Compania „Thai Tinplate" este cea mai mare din întreaga Asie de Sud-Est, cu o capacitate de 360 000 t/an. Industria electronică din Malaezia şi Tailanda este mare consumatoare de aliaje de lipit. Din anul 1989 a început să fie organizat un tip nou de conferinţe, şi anume „Conferinţa Internaţională a Chimicalelor pe bază de Staniu".

Dintre compuşii organici care prezintă interes sînt : bis (tributilin) oxid, tri organo acriloacetat, policlorura de vinil (datorită multiplelor utilizări), staniu porfirin (prevăzut ca un viitor medicament pentru metabolism). O atenţie deosebită este acordată reciclării deşeurilor, atît tip P. V. C., cît şi cutiilor de conserve pe bază de staniu.

Planeta are o dimensiune finită şi are resurse finite. Plecînd de la aceste considerente, în ultimii ani, pe plan internaţional a fost creat un sistem de legi pentru revalorificarea deşeurilor pe bază de staniu. Avantajele reciclării sînt următoarele : conservarea energiei de realizare a materialului, mult mai mare decît cea necesară reciclării ; reducerea cantităţii de deşeuri.

În S. U. A., Anglia, Franţa, Brazilia, Germania şi în multe alte ţări, pe cartiere, străzi sînt locuri speciale numite „save-can", care colectează aceste deşeuri.

O problemă importantă în privinţa staniului o constituie arderea, iar apoi obţinerea compuşilor organici. În Europa, cca 30% din deşeuri sînt arse. Problema reciclării staniului datează din secolul al XIX-lea, utilizînd gaz pe bază de clor pentru a realiza tetraclorura de staniu.

Din anul 1928, procesele electrolitice au intrat în producţie, constituind baza proceselor moderne. În anul 1980 a fost patentat un procedeu numit Cutler Shredder (după numele inventatorului), care utilizează o maşină de măcinat ce îndepărtează foarte uşor materialele plastice, hîrtia, alimentele, metalele neferoase. Prima staţie de reciclare se află la Hartlepol, Marea Britanie, cu o capacitate de 15 000 t de cutii uzate pe an, funcţionînd din anul 1986.

Metoda are la bază principiile cîmpului magnetic, este eficientă şi economică. Actualmente reciclarea staniului din cutii (deşeuri brichetate) are loc în Italia, Germania, Franţa (la Lille), Elveţia, Italia, S. U. A., Japonia, Marea Britanie. Dar staniul prezintă interes şi din punct de vedere artistic : John Holton realizează pictură în staniu, Toby Russel — sculptură. Datorită utilizărilor sale staniul şi-a creat un viitor cert într-o arie mare de activităţi.

Ing. Mihaela Pană
Universitatea „Politehnica"-Bucureşti

SOCIETATEA COMERCIALĂ „CIOCANUL" S.A. NĂDRAG

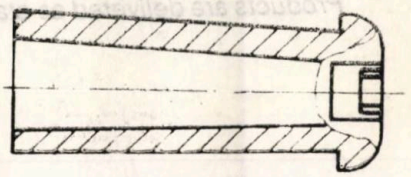
Str. Metalurgiştilor nr. 16, Nădrag,
Timiş, cod 1822 – ROMÂNIA
Telefon 963/15 77 9; 15 48 7; Telex 79 23 0
Cont virament: 30.15.00.101 B.C.R. – filiala Lugoj
Cod SIRUES 0.777.251

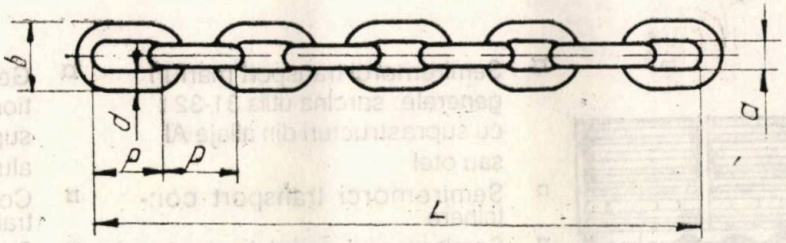
Vă oferă pe bază de comenzi:

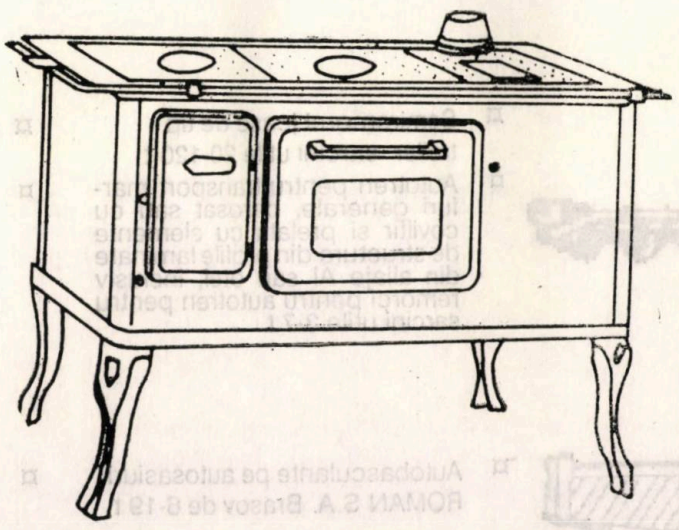
* TABLĂ-neagră, zincată şi plumbuită
* TABLĂ-ondulară
* LANŢURI-miniere şi industriale
* PIESE TURNATE-din fontă şi oţel
* BUNURI DE LARG CONSUM:

maşini de gătit, sobe de încălzit, coturi, jgheaburi şi burlane, caiele, găleţi negre şi zincate, aparate de încălzit, lanţ antiderapant etc.

LINGOTIERE
N.T.R. 204/1-78







SOCIETATEA COMERCIALA **MECANICA-S.A. Mîrsa**
2421, LOCALITATEA MIRSA, ORASUL AVRIG
Capital social 777 mil.lei
BCR Sibiu, cont nr. 30.16.6.05.01
Camera de Comert si Industrie a jud. Sibiu
Nr. J32/29/15.05.92/1992
Tel.(0040.2)92/550047, Telex 69237, Fax (0040.2)92/550643

umm

S C "MECANICA" S.A. este specializata si are o experienta de peste 30 de ani in fabricatia produselor fiind foarte flexibila la adaptarea produselor la solicitarile beneficiarilor

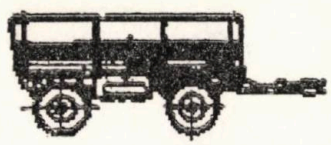
In fabricatia produselor autotractate se folosesc elemente de suprastructuri din aliaje de aluminiu laminate.

Produsele se livreaza fie pe baza de comenzi, fie ca produse standard prezentate sau adaptate la cerintele beneficiarului

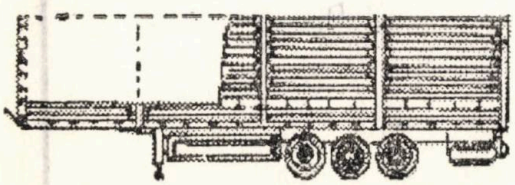
S.C."MECANICA" S.A. is a specialised company and has an experience of over 30 years, beeing flexible in adapting the products to the customer's requirements.

In the fabrication of our products we use upper structure elements made of laminated aluminium alloys.

Products are delivered as standard or specially made by request.

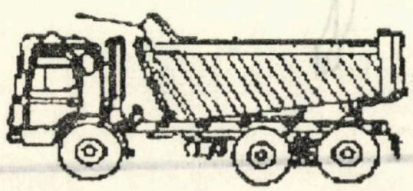


- Remorci agricole basculante sarcini utile de 3 - 8 t
- Agricultural tipping trailers, 3-8 to payloads



- Semiremorci transport marfuri generale: sarcina utila 31-32 t cu suprastructuri din aliaje Al sau otel
- Semiremorci transport containere
- Semiremorci speciale pentru transport ciment, transport forestier, transport animale
- General goods transportation semitrailers, 31-32 to; supperstructure made of aluminium alloys or steel
- Container transport semitrailers
- Special semitrailers for cement, timber, livestock

- Semiremorci joase de tip treiler sarcini utile 20-120 t
- Autotren pentru transport marfuri generale, carosat sau cu coviltir si prelata cu elemente de structura din profile laminate din aliaje Al sau otel, inclusiv remorci pentru autotren pentru sarcini utile 3-7 t
- Low bed semitrailers, 20 - 120 to
- General transport road trailers with tarpaulin, elements made of aluminiumalloy laminated profiles or steel shapes road trailers. 3-7 t



- Autobasculante pe autosasiuri ROMAN S.A. Brasov de 6-19 t
- Dump trucks, on ROMAN chassis 6-19 t payloads

Tirgoviste, 0200
Sos. Gaesti-Colanu nr.1
Tel.:092/614551,614941
Telex: 17303
Fax: 092/615432
ROMANIA

Start S.A.

PRESTARI CU MIJLOACE DE TRANSPORT

transport tehnologic
transport de marfuri generale
transport de carburanti si gaze lichefiate
transport de materiale de constructii de toate tipurile, in vrac sau conteinerizate
transporturi agabaritice sau de materiale lungi
transport de persoane

SERVICES WITH TRANSPORT FACILITIES

technological transport
general stuffs transport
fuel and liquefied gas transport
bulk or container transport of building materials
special transport for oversize or heavy products
public transport

PRESTATII CU UTILAJE GRELE PENTRU CONSTRUCTII

excavatii
decopertari, terasari si nivelari
turnarea betonului in flux continuu si discontinuu
montaj elemente de constructii
perforari de suprafete betonate
lucrari de drumuri

SERVICES WITH CONSTRUCTIONS MACHINERY

excavations
embankments and levelings
concrete pouring, continuous or not
construction elements assembling at different levels
concrete piercing
road works

PRELUCRARI MECANICE PRIN ASCHIERE

strunjiri
filetari
danturari cilindrice si conice
rectificari cilindrice pe interior sau exterior
gauriri
alte lucrari specifice

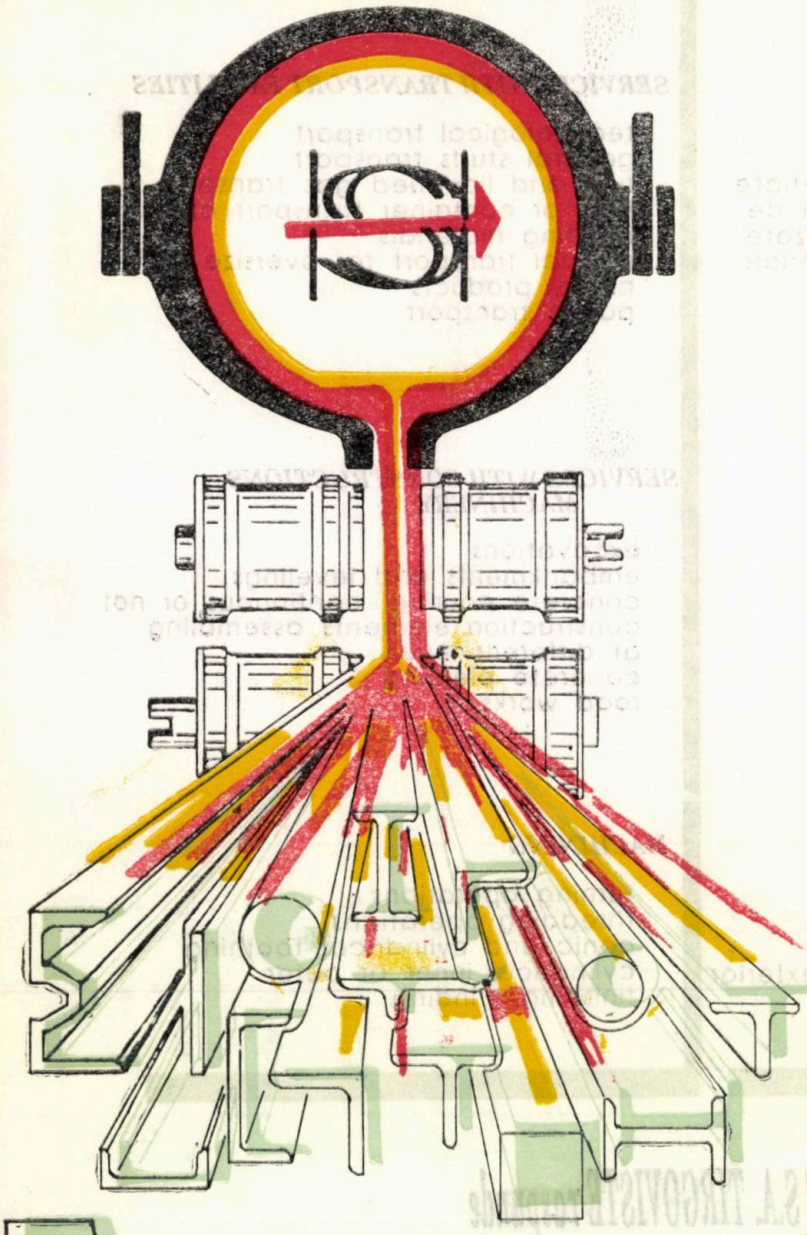
MACHINING

turning operations
threading operations
conic and cylindrical toothing
cylindrical inner or outer finishing grinding

"START" S.A. TIRGOVISTE raspunde prompt oricaror solicitari adresate prin biroul marketing: telefon: 092/614551 - 122; telex: 17303; fax: 092/615432

SIDERURGICA S.A.

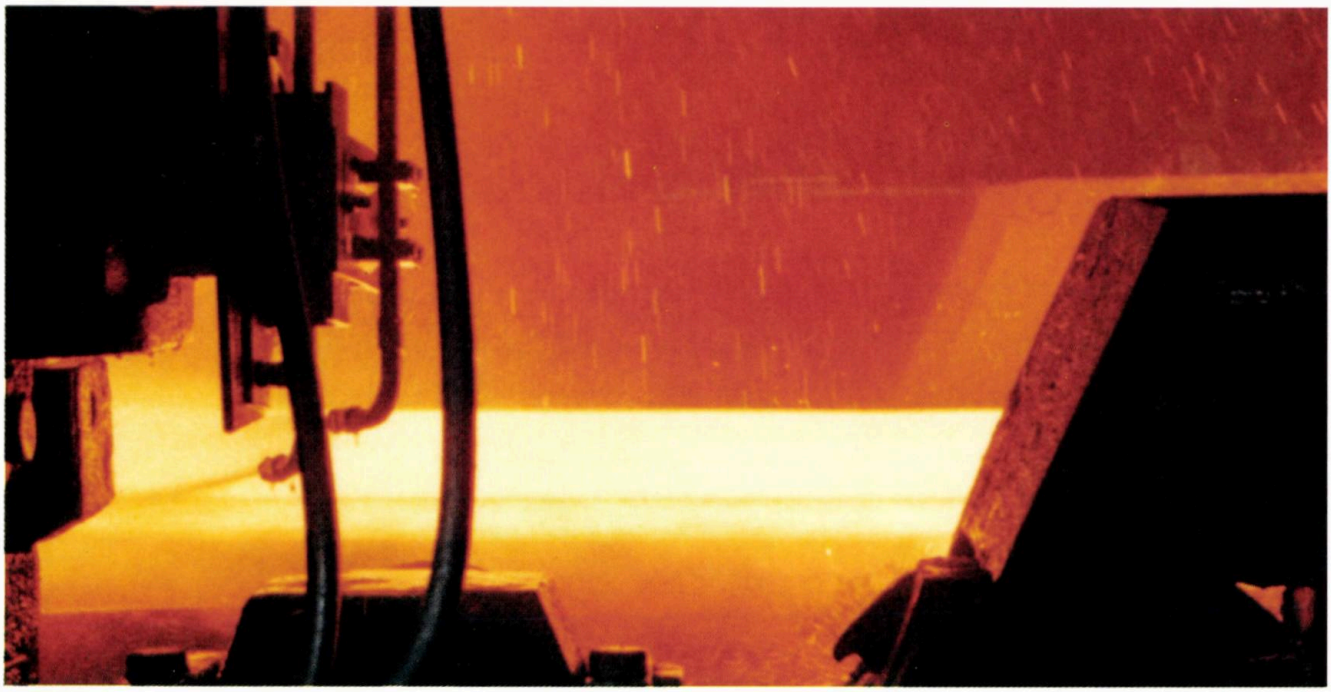
TRADE REGISTER NUMBER J 20/41/1991
ADDRESS. HUNEDOARA, STR. DR. PETRU GROZA, NR. 8, JUD. HUNEDOARA, COD 2750
PH. 0 95-716121-716131 TX 72411-72412; FAX 0 95-72266-76008-77650



MAKES

- CONCRETE IRON (OB 37-type, to STAS 438/1-89), Ø6-40 mm in ST 37-2 steel grade (DIN 17100/80).
- REINFORCING BARS (PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), Ø10-40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80).
- WIRE ROD, Ø6 mm (DIN 1013/63 I) and Ø8-12 mm (DIN 59100/62) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and non-alloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)
- ROUND STEEL BARS, Ø14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN 17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)
- SQUARE BAR STEEL with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4).
- T-SECTIONS with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80).
- FLAT ROLLED STEEL, between 20 × 5 and 150 × 30 mm, to DIN 1017/67 I, para. 4.
- I-BEAMS (NARROW), 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7.
- U-BEAMS with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7
- ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para. 7

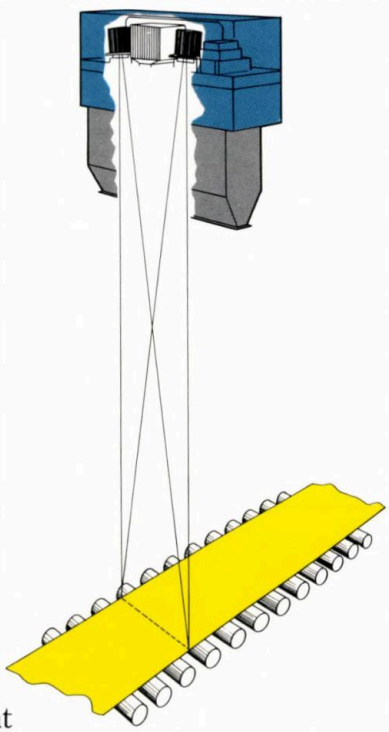
Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.



Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

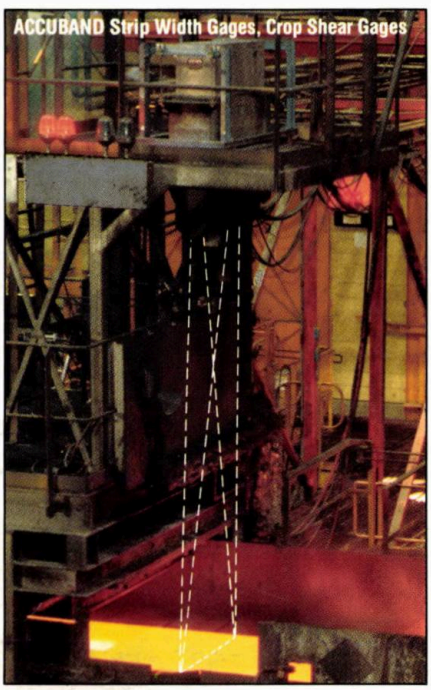
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

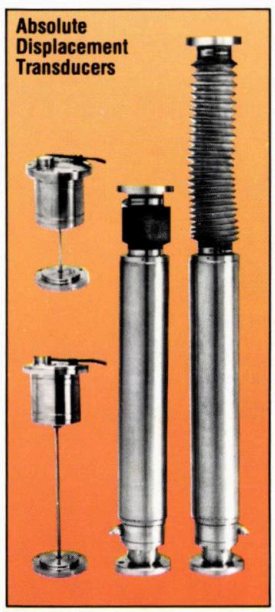
WINNER 1992 INNOVATION

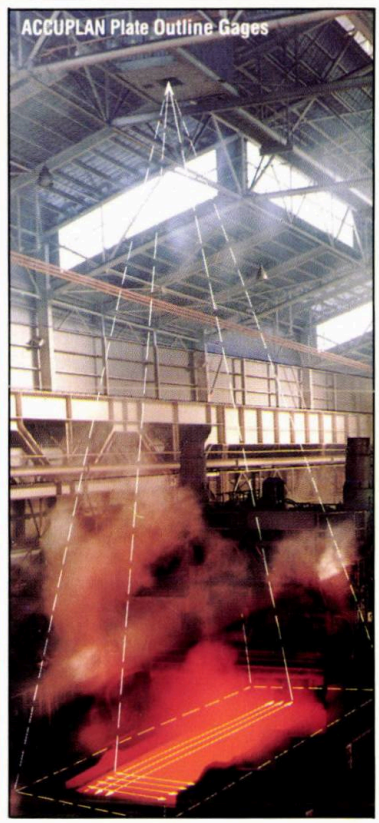
KELK

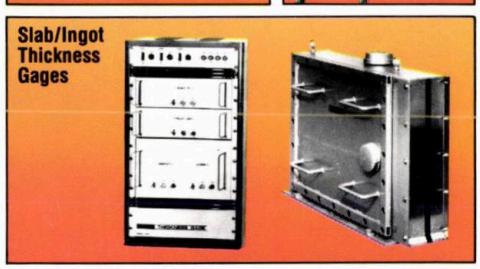
Sensors for Rolling Mills

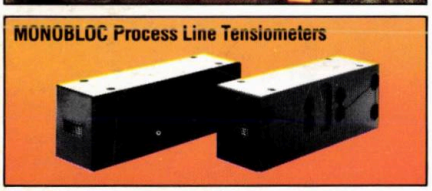
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

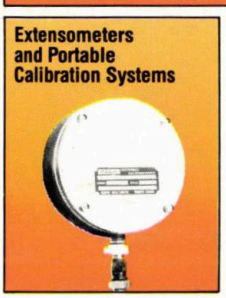


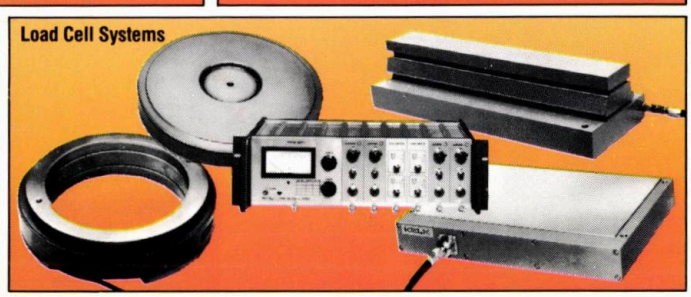












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

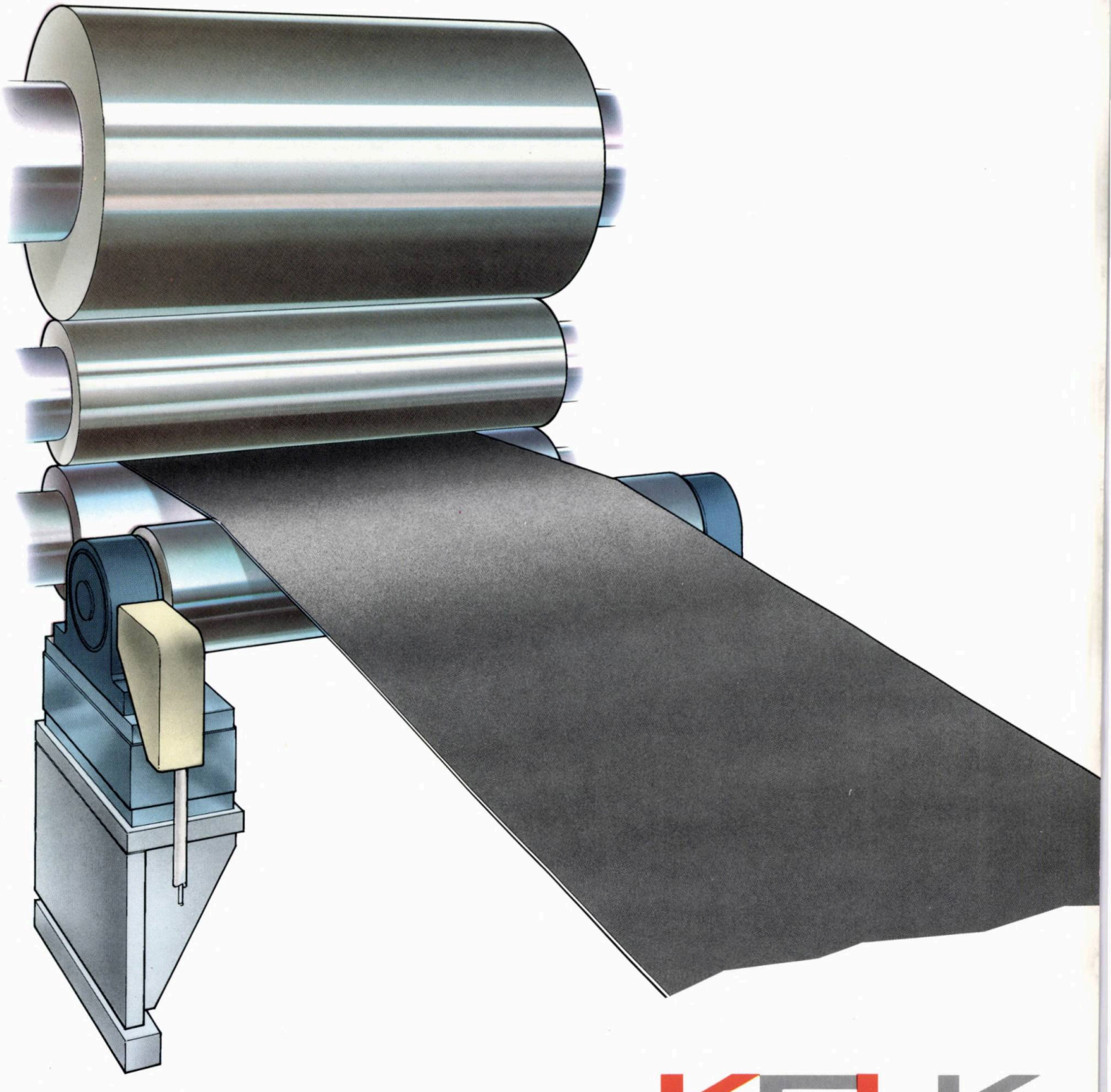
KELK
Sensors for Rolling Mills

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

E 3280

7/93



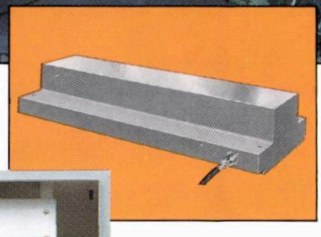
KELK

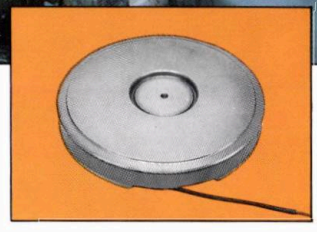
Sensors for Rolling Mills

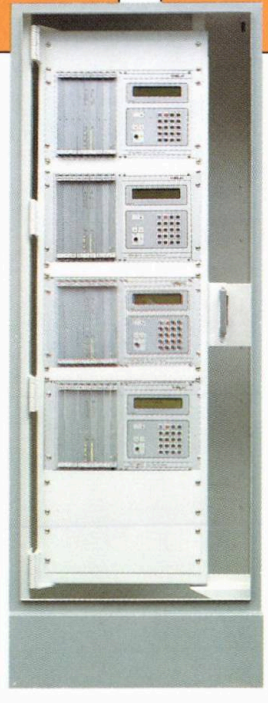
Introducing ROLLMAX...

Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!







With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

S. C. INDUSTRIA SIRMEI S.A.,

romanian leader

in wire and wire products,

offers a wide range of products

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR INFORMÁCIÓS KÖZPONT 1983

• sirma pentru cuie	• nail wire
• cuie	• nails
• sirma zincata	• galvanised wire
• sirma ghimpata	• barbed wire
• bare laminate	• rolled bars
• bare calibrate	• calibrated bars
• sirma pentru sudura	• welding wire
• electrozi de sudura	• welding electrodes
• flux de sudura	• welding flux
• conductori electrici	• electric leads
• sirma pentru talon auto	• bead wire
• sirma pentru beton precomprimat	• prestressed concrete wire
• toron pentru beton precomprimat	• prestressed concrete strand
• cabluri de tractiune	• drag ropes
• filiere	• drawing dies
• piese sinterizate din carburi	• sintered carbide components

Pentru relatii suplimentare rugam sa va adresati la sediul firmei:

For details please contact us at :

S. C. INDUSTRIA SIRMEI S. A.

str. Laminoristilor nr. 145

3351, CIMPIA TURZII

telefoane: **095-368044-Director Comercial - Trade Manager**

095-368957-Sef Serv.Import-Export - Import - Export Dept. Head

095-368128-Sef Serv.Desfacere - Sales Manager

095-368661-666

telex: **31282**

fax: **095-368957**

095-367460

SOCIETATEA COMERCIALA

"INTFOR - S.A." GALATI

Str.Portului nr.157 - Galati - 6200

Telefon: 93/418361-5, *Telefax:* 93/418366

Telex: 51224

PRODUCE SI LIVREAZA IN MOD CURENT:

TABLA LAMINATA LA CALD, grosimi 0,5-4,0 mm,din diverse calitati de otel:

- » otel carbon de uz general;
- » otel carbon de calitate;
- » otel slab aliat,aliat si inalt aliat;
- » otel de scule;
- » otel inoxidabil.

TABLA ZINCATA

BANDA SI TABLA ELECTROZINCATA

TABLA CUTATA NEAGRA SAU ZINCATA

PROFILE FORMATE LA RECE (U,L,C,T,Z,TM etc.)

TEVI PROFILATE

PRODUSE DE UZ CASNIC SI GOSPODARESC:

- » canistre;
- » tevi;
- » lopeti;
- » sape;
- » pubele gunoi etc.

CONSTRUCTII METALICE DIVERSE:

- » paturi;
- » panouri garduri ornamentale;
- » balustrade;
- » containere resturi menajere;
- » pavele pardoseli;
- » boxpaleti etc.

LIVRAM LA PRETURI AVANTAJOASE:

pe baza de **C.E.C.** oricarui agent economic de stat sau privatizat.

cu plata **in numerar,** *prin magazinul propriu,* oricarei persoane particulare.

METALURGIA

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

7 iulie 1993

Sumar

Iorga I., Zaman F., Iancu A.: **Perspectivele cercetarii tehnologice la elaborarea si turnarea otelului in Romania** 5

Filoti G., Ghizdeanu C., Florian E.: **Stiinta materialelor: cunoastere si performante productive** 10

Munteanu V., Oane P., Levcovici D., Badea Petruta: **Cercetari privind posibilitatea de inlocuire a nichelului cu niobiu in otelul destinat fabricatiei tablelor groase pentru constructii navale** 13

Markos Z., Florea R.: **Studii de sinteza privind incercarile experimentale de silicizare a otelurilor prin diferite procedee** 16

Sofroni L., Chira I., Marginean I.: **Realizari in domeniul asimilarii tehnologiei de turnare cu modele gazificabile din polistiren** 20

R aducanu Doina, Aristotel Gh., Raducanu A.: **Determinari experimentale in vederea obtinerii monocristalelor in otel aliat cu 3% Si** 26

Badea Teodora, Nicola Maria, Ciura Gabriela, Badea F.: **Susceptibilitatea otelului inoxidabil 18Cr/10Ni la coroziune intercristalina** 29

Vida-Simiti I., Magyarosy I., Abrudan E.: **Cercetari privind obtinerea placilor poroase din pulberi de nichel-carbonil** 34

Popescu N., Alexandru C., Kroner Adina, Vasile St.: **Cercetari experimentale privind capacitateade bainitizare izoterma a unor fonte cu grafit nodular slab aliate** . . . 37

Iulian Olga, Constantinescu Maria, Mateescu Cornelia, Iliuta Maria: **Comportarea fontei aliate FrCr 1,5 in mediu acid** 42

Cucuruz L.R., Cartis Gh.I.: **Cercetari asupra refractaritatii fontelor cu grafit nodular cu rezistenta la rupere cuprinsa intre 370 si 400 N/mm²** 45

Dobrescu G.: **Consideratii practice privind oportunitatea tratamentului termic de normalizare a pieselor turnate din Fgn 45-5 si Fgn A-1** 50

Colegiul de redactie

(in ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANG, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, VASILE PARPALA, NICOLAE PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA.

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VIRCOLACU

Sef. CIDMET: ing. Brindusa Florentina Scortea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redactia si administratia Bucuresti, str. [illegible] sector 1, cod 70168, telefon 6594990.

Institutiile pot achita abonamentele in contul [illegible] ment nr. 30 15 20 201 BCR [illegible]. Costul unui abonament lei 9000 anual. Costul unui exemplar lei 750.

Traducere : ing. Sabin Florea

Stilizare : Ioana Kuglay

Corectura : Rodica Rosu

CONTENTS Metalurgia 7/93

Gh.Iorga, F.B.Zaman, A.Iancu: **Research and development outlook for steel making and casting technologies in Romania**

The authors make an analysis of the outlook in steel making and casting technologies in the present conditions (technical,technological and economic) of the Romanian steel makers and research.

A synthesis of the research organization and activity features is presented, resulted from the experience of research institutes functioning in countries with advanced steel industry and free market economies.

A prognosis of research activity targets for steel making and casting is made for the near future (4-5 years), and the implementation programmes related to the requirements of adopting steel production to market economy competition mechanism are given.

Metalurgia 45 (1993), nr.7,p. *5*

G.Filoti, C.Ghizdeanu, E.Florian: **Material science: knowledge and performance**

Advanced materials are new, highly performant ones, resulted from multiple interdisciplinary cooperation. The authors put forward the research directions included in EURAM (European Research of Advanced Materials) and of special interest for the Romanian research programmes.

Metalurgia 45 (1993), nr.7,p. *10*

V.Munteanu,P.Oane, D.Levcovici, Petruta Badea: **Investigation on the possibility to replace Ni with Nb in steel used to make ship- building plate.**

The authors chose the E 36 steel grade for this replacement. The positive results of Nb microalloying-advanced grain refining, strength and toughness increase-led to acceptance of process technologies.

Metalurgia 45 (1993), nr.7,p. *13*

M.Zoltan,R.Florea: **Synthesis of trials to silicise steel using various techniques.**

The authors show the results of various silicising methods. Comparing these results one finds the superiority of silicising in gaseous atmosphere at low pressure for surface quality, silicising rate, layer uniformity and adherence and the possibility of a tight control of process parameters.

Metalurgia 45 (1993), nr.7,p. *16*

L.Sofroni, I.Chira, I.Marginean: **Assimilation of casting technology using gasifying polystirene patterns.**

The first investigations in Romania on casting with gasifying patterns (the FULL MOLD procedure) were initiated at the Bucharest Polytechnic Institute A series of tests that have allowed data and experience gathering, necessary to draw up future design standards for gasifying polystirene pattern casting procedures are presented.

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *20*

D.Raducanu, Gh.Aristotel, A.Raducanu: **Experiments aimed at achieving monocrystals in 3% Si alloyed steel.**

The paper brings up a series of experiments with the object of making monocrystals in 3% Si alloyed steel, using as procedure recrystallization, preceded by plastic deformation with critical reduction ratio. The purpose is to select those alternatives for which an exagerated graingrowth is induced resulting giant crystals resembling monocrystals.

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *26*

T.Badea, M.Nicola, G.Ciuru, F.Badea: **Intercrystalline corrosion tendency of 18Cr10Ni stainless steel.**

The corrosion susceptibility of this steel is studied for various heat treatments. The authors used the standard Huey I.i test of potentiodynamic reactivation. In all treatment alternatives the 18Cr-10Ni steel is susceptible to intergranular corrosion: there is one exception: quenching from 1050°C in water. Highest tendences is for 750°C and air cooling.

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *29*

I.Vida-Simiti, I.Magyarosy, E.Abrudan: **Making porous plates from nickel-carbonyl powders**

Ni-carbonyl porous plates, used as accumulator electrodes can be made by sintering a layer of powder, freely spread over a support Ni wire net.

The paper presents the tests on indigen and foreign (INCO) Ni-carbonyl powder types (for comparison purpose) to find the optimal parameters of the powder and of the method.

Finally, they suggest a process of manufacturing porous plates out of Ni-carbonyl powder, using their test results.

Metalurgia 45 (1993), nr.7 p. *34*

N.Popescu, C.Alexandru, Adina Kroner: **Investigations on isothermal bainitizing of low alloyed, spheroidal graphite iron.**

Isothermal bainitizing capacity of two alloyed iron grades, belonging to Cu-Ni and Ni-Mo alloy systems, was measured by using frontal quenching.

Based on perlite disappearance criterion, it was concluded that the Cu-Ni cast iron can be used for castings needing Dech 5mm, and the Ni-Mo cast iron for castings needing Dech 75mm

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *37*

Iulian Olga, M. Constantinescu, Cornelia Mateescu, Iliuta Maria: **FrCr1.5 iron behaviour in acid environments**

The authors studied the behaviour of FrCr1.5 iron in chloric and sulphuric acid solutions, having concentrations between 0.01 M and 0.5 M.

Results show a moderate material strength only in diluted chloric acid solutions and a pour one in other investigated environments.

Metalurgia 45 (1993), nr. 7,p. *42*

L. R. Cucuruz, Gh.I.Cartis: **Heat resistance tests on nodular cast iron having 370-400 N/mm^2**

The paper is an analysis of certain heat resistant, nodular cast iron grades having ferrite or perlite matrix for an eventual replacement of Diesel exhaust pipes, now made of alloy steel. Volume and weight variations in time are studied for various temperatures and heat impact strengths. It is concluded that alloy steels can be replaced with nodular cast iron having a UTS of 370-400 N/mm^2; the designer must also take into account the thermal expansion as well as the volume and weight changes, whose rates are shown in tables and nomograms.

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *45*

G.Dobrescu: **The opportunity of normalizing treatment for Fgn 450-5 and Fgn-Al castings**

Normalizing annealing of nodular cast iron leads to an increase of mechanical properties and a better correlation of structural features with stress and operating conditions for various castings used in machine building.

The increase limits for the UTS and hardness are considerable compared with ferritised state in spite of a decrease in elongation and impact strength due to structural matrix (perlite or ferrite with excess perlite).

Normalizing for the improvement of mechanical properties needs minimal equipment, energy consumption and cost, and by reducing the heat treatment cycle, leads to an increase in production output and in productivity, being opportune and efficient for these alloys.

Metalurgia 45 (1993), nr.7, p. *50*

PERSPECTIVELE CERCETARII SI DEZVOLTARII TEHNOLOGICE LA ELABORAREA SI TURNAREA OTELULUI IN ROMANIA

Ing. Gh. Iorga, ing. Fl. Zaman, ing. A. Iancu

I C E M - S. A. Bucuresti

C. Z. : 669.16/.18

Elemente de analiza a cadrului organizatoric al activitatii de cercetare

Cercetarea stiintifica si dezvoltarea tehnica si tehnologica a proceselor de productie sint activitati indiscutabil legate printr-un raport de determinare reciproca. Este practic imposibila realizarea unei modificari in procesul de productie care sa nu aiba la baza o activitate de cercetare stiintifica sau de conceptie tehnica si/sau tehnologica.

Problema care se pune este daca beneficiarii sint dispusi sa sustina si in ce masura prin efort propriu activitatea de cercetare - conceptie necesara dezvoltarii (care in conditiile Romaniei, de aparitie si dezvoltare a relatiilor concurentiale, specifice economiei de piata isi acutizeaza caracterul obligatoriu si permanent) sau vor apela la achizitionarea de "Know - how" si/sau utilaje din import (integral sau partial).

Experienta mondiala in acest domeniu evidentiaza faptul ca si cele mai bogate tari sau companii (sau poate cu atit mai mult) investesc neconditionat in aceste activitati, diferentiat in raport cu interesele imediate sau strategice de penetrare si mentinere a pietelor de desfacere.

Tabelul I evidentiaza corespunzator anilor 1986 - 1987 proportia cheltuielilor nete afectate activitatii de cercetare - dezvoltare, raportata la valoarea totala a vinzarilor de otel, pentru unele tari sau companii producatoare (cheltuielile nete nu includ cheltuielile cu terenuri, cladiri sau experimentari majore in uzine), precum si alti citiva indicatori considerati ca fiind interesanti [1].

Intr-o prima acceptie se poate defini o activitate normala de cercetare - dezvoltare ca fiind organizata printr-o investitie neta reprezentind cca 0,7 % din totalul vinzarilor de otel ale companiei sau grupului care sustine aceste activitati si cu un personal de 60 - 70 persoane corespunzator de otel produs. Pentru o strategie siva in acest domeniu (cum cazul Romaniei) este rational

Tabelul 1

Tara sau compania (grup)	Productia de otel efectuata de activ.de cercet.dezv. (mil. t)	Chelt. nete pt.cercet. dezvolt. - incasari totale din vinzare (%)	Personal total in activ.de cercet.dezv./ mil. t otel	Personal cu calificare universitara (%)
Voest Alpine	3,9	0,82	80	30
Usinor-Sacilor	18,0	0,91	72	33
Finsider	12,6	0,43	48	56
Nippon Steel	25,5	2,9	100	32
Posco	9,52	0,87	37	50
Hoogovens	5,0	0,60	61	30
British Steel	11,33	0,55	107	41
Germania[x)]	40,5	0,61	67	30
S. U. A. [xx)]	46,1	0,61	32	50

x) Date valabile pentru anul 1985
xx) Datele fac referinte la productia neta expediata

sidere aceste valori drept limita inferioara de functionare.

Punind in discutie termenul "efort propriu" al beneficiarilor nu este luat in seama numai efortul financiar, ci si rolul pe care trebuie sa-l detina in initierea (impreuna cu cercetatorul) si avizarea programelor de cercetare, in insusirea si valorificarea rezultatelor acestora.

Obiectivele globale ale activitatii de cercetare - dezvoltare in domeniul elaborarii si turnarii otelurilor in Romania trebuie neconditionat corelate cu posibilitatile materiale si umane existente in acest sector si in acelasi timp departajate in raport cu interesele imediate si de perspectiva ale beneficiarilor (productori sau utilizatori de otel).

Avind in vedere aceste comandamente, se considera ca pentru perioada urmatoare activitatea de cercetare trebuie sa fie orientata spre urmatoarele obiective globale:

I - cercetari aplicative in domeniul perfectionarii si dezvoltarii proceselor de elaborare si turnare a otelului;

II - cercetari aplicative in domeniul cresterii calitatii otelului lichid si a semifabricatului solidificat (lingou sau TC);

III - cercetari pentru dezvoltarea pietei produselor siderurgice, inclusiv de identificare si corectie a factorilor tehnico-economici care determina scaderi in competitivitatea fabricatiei;

IV - participare la cercetari cu caracter fundamental alaturi de institute de invatamint superior sau dependente de Academie, inclusiv dezvoltarea unui sector propriu conceptiei si realizarea modelelor fizice si aparaturii specifice de cecetare, care sa mareasca competenta cercetarii siderurgice romanesti.

In raport cu aceasta prognozare de obiective, structura actuala a programului de cercetare in domeniul elaborarii si turnarii otelului (fig.1) evidentiaza:

- o preocupare suficent de larga in domeniul perfectionarii proceselor;
- necesitatea extinderii preocuparilor in domeniile II si III cu impact mai ales pe calitatea produselor (element definitoriu al competitivitatii);
- necesitatea promovarii de metodologii si tehnici de cercetare noi.

Aceste obiective ale activitatii de cercetare - dezvoltare trebuie sa urmareasca sau sa fundamenteze si prefigureze obiectivele strategiei de retehnologizare a sectorului de elaborare.

Pentru stabilirea concreta a obiectivelor cercetarii in domeniul elaborarii si turnarii otelului trebuie in mod indubitabil pornit de la etapa decelarii problemelor cu pondere semnificativa pentru interesul producatorilor (caracterul de urmarire al strategiei pe care acestia si-o propun) si beneficiarilor (caracterul de prefigurare al strategiei) de otel de la o etapa la alta, iar pentru aceasta participarea nemijlocita a beneficiarilor este absolut necesara. Caracterul iminent al participarii responsabile a beneficiarilor la formarea deciziei privind programele de cercetare este determinat si de urmatoarele :

- sustine financiar activitatea de cercetare, chiar si sub forma indirecta practicata in prezent;
- propune obiective ale programelor de cercetare in raport cu prioritati de ordin tehnico- economic care greveaza competitivitatea fabricatiei;
- garanteaza sprijinul necesar si interesat in faza implementarii in practica tehnologica industriala a solutiilor oferite de cercetator.

Elemente de prognoza asupra problematicii activitatii de cercetare in domeniul elaborarii si turnarii otelului. Pentru orientarea activitatii, se studiaza urmatorii factori de referinta:

1) stadiul actual al tehnicii si tehnologiei de procesare a otelului in faza lichida, in Romania;

2) stadiul mediu mondial in domeniul tehnicii si tehnologiei de procesare a otelului in faza lichida;

3) elemente de decalaj in domeniul caracteristicilor de calitate ale otelului lichid si produsului turnat;

4) elemente de decalaj in domeniul cheltuielilor si/sau consumurilor specifice de fabricatie pentru faza elaborare- turnare.

Plecind de la analiza acestor factori, pentru anii urmatori se detaseaza citeva directii certe ale activitatii de cercetare - conceptie in domeniul eleborarii si turnarii otelului, care se pot materializa in raport cu fiecare din obiectivele mentionate. Aceste directii sint:

- Modernizarea si perfectionarea procedeelor de elaborare primara, in cuptor electric si convertizor cu insuflare de oxigen.

Obiectivele modernizarii:

- micsorarea timpilor de ocupare (procesare) a agregatelor;
- reducerea consumurilor specifice;
- favorizarea conditiilor de procesare ulterioara in flux;
- miscarea si/sau inlocuirea efortului uman;
- imbunatatirea conditiilor de protectie ecologica.

Obiectivele perfectionarii:

- controlul si conducerea in conditii tehnologice predeterminate de procesare;
- ingustarea ecartului de tinta a obiectivelor tehnologice urmarite;

Tabelul 2

Parametrii de procesare in instalatii de tip RH	Nivelul actual	Nivelul necesar
Volumul specific al recipientului, m^3/t otel	0,08	0,13 - 0,14
Coeficientul de zveltete, H/D	3,6	5,2
Debitul de otel recirculat, t/min	40	pina la 120
Numarul de sarje/zi	cca 4	cca 30
Debitul de argon, l/min	cca 500	1800 - 2000
Durata scaderii presiunii la < =1 torr , min	6	2
Temperatura de preincalzire a zidariei, ^0C	cca 1000	cca 1500
Compozitia chimica a otelului	Prelevare manuala	Lance semiautomata
a_0	-	Sonda EMF

Tabelul 3

Parametrii de procesare in instalatii de tip DH	Nivelul actual	Nivelul necesar
Simetrizarea trompa - oala	Nu	Da
Introducerea recipientului in oala de tratament	Nu	Da
Lungimea cursei, mm	200 - 400	tinde la 600
Viteza trompei, m/s	0,15	tinde la 0,3
Injectarea argonului prin trompa	Nu	Da
Viteza de circulatie a otelului , t/min	20 - 40	tinde la
Timpul pentru atingerea presiunii minime, s/torr	450 / 0,7	
Temperatura de preincalzire a zidariei, ^0C	cca 1200	

Tabelul 4

Parametrii de procesare in instalatii de tip VAD	Nivelul actual	Nivelul necesar
Viteza de incalzire, ^{0}C/min	0,5 - 1,5	4 - 5
Puterea specifica instalata, kVA/t	60 - 150	> 150
Capacitatea de extractie, kg/ora	200(la 0,5 torr)	500(la 0,5 torr)
Presiunea minima, torr	1 - 50	≤ 1
Timpul pentru atingerea presiunii minime, min	cca 20	5
Debitul de argon, Nl/t. min	1,6 - 1,7	5 - 10
Caracteristicile zgurii (FeO + MnO), %	1 - 3	≤ 1
B(CaO/SiO_2)	1 - 2	3 - 4

- cresterea reproductibilitatii rezultatelor (parametri si obiective tehnologice).

- Cresterea proportiei de otel prelucrat in instalatiile de matalurgie secundara existente (de la max. 10% actual), prin:

  - modernizarea si perfectionarea instalatiilor in vederea demonstrarii capabilitatii tehnologice a acestora pentru o gama cit mai larga de oteluri. Principalii parametri caracteristici de procesare actuali si directiile in care trebuie modificati sint prezentati in tabelele 2,3, si 4.

  - definirea conditiilor tehnologice de prelucrare a otelului lichid in astfel de instalatii, cu urmatoarele obiective:

    - utilizarea justificata a proprietatilor zgurilor (fluxurilor) si parametrilor de procesare cinetica (care definesc energia de agitare) in functie de calitatea otelului prelucrat;

    - decontaminarea avansata a otelului in elemente reziduale (P,S,N_2, O_2, H_2, si uneori C) si incluziuni nemetalice;

    - cresterea randamentelor de asimilare si a preciziei la aliere si microaliere;

    - cresterea gradului de reproductibilitate a parametrilor si obiectivelor tehnologice in raport cu o cerinta de calitate contestata;

    - cresterea garantiilor de calitate oferite de producator si a preciziei in procesele ulterioare de procesare.

- Identificarea si corectarea factorilor tehnologici si constructivi specifici turnarii continue, care sa permita:

  - eliminarea cauzelor care determina aparitia factorilor de turnare si cresterea scoaterii de metal spre limite competitive (de la cca 92 la 96 - 98 %);

  - imbunatatirea conditiilor de conservare a calitatii otelului in etapa de turnare (chimie, reziduale, INM);

  - asigurarea conditiilor pentru cresterea reproductibilitatii procesarii si calitatii realizate, care sa permita automatizarea procesului si prelucrarea ulterioara in flux continuu("direct rolling");

  - solutii pentru cresterea productivitatii procedeului TC (secventialitate si viteza de turnare marite), in acest moment de doua - trei ori mai mica fata de o instalatie moderna;

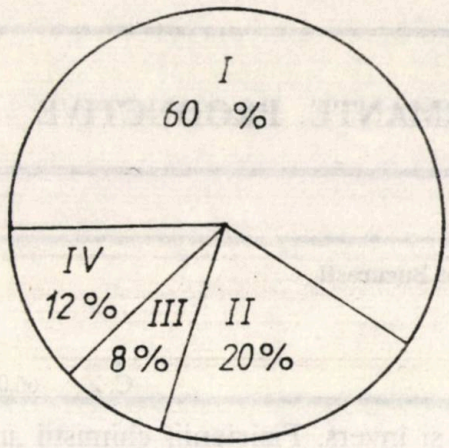


Fig. 1
Repartitia programului actual de cercetare in raport cu structura prognozata pe obiective

The present research program distribution related to probable target structure

- extinderea gamei sortimentale (dimensiuni, dar mai ales calitate) care sa determine cresterea ponderii otelului TC in Romania, de la cca 40, in prezent, la minimum 80%.

Volumul prognozei activitatii de cercetare - conceptie reflecta de fapt marimea decalajului tehnic si tehnologic - necesar de recuperat in siderurgia romaneasca pentru a atinge un nivel competitiv in raport cu alti producatori.Este evident faptul ca aceasta etapa va fi parcursa intr-o perioada de timp proportionala cu disponibilitatile financiare ale producatorilor de otel si se va raporta la strategia proprie de modernizare - dezvoltare a sectorului de elaborare.

BIBLIOGRAFIE

[1] - *Research in the Steel Industry*. Technical Exchange Session I.I.S.I - Dűsseldorf, Germania, Aprilie, 1987.

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.2

- Rezistenta la eroziunea nisipului a aliajelor de cromare dura a fontei albe turnate, depuse prin sudura cu arc sau oxiacetilenica, p.85

- Raportul dintre factorii de coroziune si rezistenta la eroziunea nisipului la fontele turnate cu continut ridicat de crom, p.89

- Calculul inaltimii patului de cocs pe timpul elaborarii in cubilou, p.94

- Echipament de debavurare a fontei nodulare turnate cu laser de CO_2, p.101

- Evaluarea stabilitatii cementitei prin metoda extinsa a lierii strinse si a grafitizarii in fonta de turnatorie, p.107

- Incercari la cadere asupra buncarelor din fonta nodulara pentru transportul si depozitarea combustibililor uzati, p.114

- Realizarea agentului sferoidizator de grafit pentru reducerea defectelor din fonta nodulara, p.120

STIINTA MATERIALELOR: CUNOASTERE SI PERFORMANTE PRODUCTIVE

Dr. fiz. G. Filoti Institutul de Fizica si Tehnologia Materialelor Bucuresti
Dr. fiz. C. Ghizdeanu, Dr. ing. E. Florian
Univ. "Politehnica" Bucuresti

C. Z.: 66.017

Materialele reprezinta un ansamblu de elemente sau de combinatii ale acestora intr-un amestec propriu care, sub forma materiei condensate, permit realizarea de obiecte utilizate de om.

In ultimele doua decade, prin termenul de "materiale avansate" s-au defint acele materiale care au prezentat proprietati noi (uneori neasteptate), care au generat performante spectaculoase in domenii diverse, toate cu impact puternic in strategia economica de dezvoltare precum transmiterea si stocarea informatiei, transporturi, facilitati casnice si industriale, constructii si mai ales in energetica, unde competitia intre descoperirea de noi surse de energie (eventual mai ieftine) si obtinerea imediata si la un nivel inalt de economii de energie a dus la descoperirea unui evantai de noi sisteme materiale.

Ca urmare, toate tarile puternic industrializate, precum si o buna parte din tarile care aspira la acest statut inscriu "materialele avansate" intre prioritatile nationale cele mai stringente.

Stiinta materialelor este un domeniu pluridisciplinar, in care Fizica Corpului Solid (Fizica Starii Condensate) joaca un rol central de descoperire si modelare a mecanismelor si proceselor intime ale materiei, de dezvoltare de tehnologii adecvate, in care se intilnesc realizari de virf din metalurgie, chimie, electrotehnica si chiar biologie.

Stiinta materialelor este transferul reciproc, perpetuu, de la "materialele modelate" de fizicieni si chimisti catre "materialele reale", necesare si realizate de ingineri si invers. Fizicienii, chimistii ,urmaresc un optimum intre diversele proprietati ale materialelor si realizeaza in acest mod un ansamblu de cunostiinte stiintifice si tehnologice, pornind de la caracterul interdisciplinar al proceselor de cunoastere.

Aceasta necesita un dublu efort, cel de punere in acord a cercetarilor efectuate de specialisti de formatii diferite, pentru obtinerea unei imagini unitare asupra caracterizarii (controlului) si utilizarii materialelor, si cel de transfer al cunostiintelor stiintifice catre aplicatia tehnica si a alinierii conceptelor si tehnologiilor existente in diferite domenii.

Elaborarea unor legi de comportare (ex: mecanice,pentru deformare si solicitare multiaxiala, chimice, pentru rezistenta de coroziune, fizice, pentru raspunsul la aplicarea unor cimpuri electrice, magnetice sau de radiatii, de iradiere) permite anticiparea raspunsului la solicitari variate. Legile de mai sus bazate pe relatiile "microstructura - proprietati" se exprima in termenii unor modele, oarecum simplificatoare, dar in nici un caz simpliste.

In tehnologia de producere a materialelor, relatiile intre structura observata la o anumira scara si aptitudinea de a o conserva ca proprietate macroscopica joaca un rol prioritar.

In cazul materialelor folosite pentru proprietatile lor mecanice s-au observat in sfirsit corelatii precise intre defectele elementare (dislocatii, vacante etc.) si proprietatile mecanice macroscopice, permitind analiza anticipata a proprietatilor

globale ale aliajelor existente sau previzibile.

Conceptele si metodele utilizate in metalurgie au servit drept baza pentru abordarea materialelor ceramice sau polimerice si au in prezent impact in numeroase alte domenii.

Noile procedee de producere din chimia fina cu sinteza plecind de la precursori organici si din metalurgia moderna a pulberilor, cumulate, au impact in realizarea de particule cu microstructura si proprietati diverse.

Ansamblul de proprietati, uneori contradictorii, necesita atit solutii compozite sau multifazice, precum si tratare abila a relatiilor intre caracteristicile morfologice ale materialelor eterogene (geometria intima de constructie - dezordine + arhitectura) si forma componentilor (particule, filamente - fire lungi sau scurte, distributia dimensionala).

Rolul mecanicii si reologiei specifice interfetelor dintre constituenti reprezinta un element central in tratarea comportarii suprafetelor (contact, frecare, uzura) sau interfetelor (aderare,liere) si realizarii ansamblurilor (decupare, sudura, imbinare).

In afara de continuarea verificarii unor reactii cu temperatura, in prezenta agentilor chimici, umiditate, imbatrinire, au aparut in ultimii ani studii complexe privind plasticitatea transformarilor, efecte de memorie de forma, recristalizare dinamica.

Utilizarea metodelor dezvoltate in metalurgia pulberilor metalice, in obtinerea de materiale ceramice superioare a dus la procedee sol - gel, la piroliza polimerilor sau compusilor organometalici cu structura de cristal molecular, asigurarea unei difuzii in volum pentru imbunatatirea compactizarii prin reducerea porilor reziduali organometalici, la descompuneri sau vaporizari sub jet de plasma.

Pentru a ramine in domeniul materialelor metalice, se prezinta in continuare unele teme de cercetare din Programul European de Cercetari pentru Materiale Avansate (EURAM):

Aliaje de aluminiu - imbunatatirea puritatii componentelor de baza si a rezistentei la coroziune a aliajelor, utilizarea metalugiei pulberilor ultrafine obtinute prin solidificarea rapida, aliaje Al-Li si derivati, aliaje de aluminiu superplastice implicind structuri cu granule ultrafine si metode de faza fluida (reoturnare).

Aliaje de magneziu - obtinerea de calitati mecanice si anticorosive, adaptarea la tehnicile moderne de topire si utilizarea magneziului ultrapur, imbunatatirea acoperirii aliajelor de magneziu prin procese de tratament de suprafata, utilizarea solidificarii rapide, cresterea pragului de temperatura la care pot fi utilizate aliajele de magneziu.

Aliaje de titan - simplificarea prepararii prin reducerea directa a oxizilor micsti, noi tehnologii de producere mai ieftina si imbunatatirea performantelor de resiztenta dispersiva, examinarea sistematica a aspectelor fundamentale ale formarii aliajelor de titan "semis".

Materiale electrice de contact - noi materiale care sa inlocuiasca metalele nobile, tratarea anticorosiva a materialelor de contact electric, dezvoltarea noilor materiale cu structura poroasa (materiale cu baza carbura de Wolfram).

Materiale magnetice - noi materiale pe baza de paminturi rare si fier continind atomi interstitiali de bor, carbon si azot care sa inlocuiasca magnetii (scumpi) cu cobalt si samariu, studiul distributiei granulare, directia si uniformitatea cimpului magnetic, geometria componentelor, stabilitatea cu temperatura si in timp.

Materiale de acoperire (a suprafetelor) - imbunatatirea proceselor tehnologice, inlocuirea metalelor strategice (si deficitare), dezvoltarea noilor materiale ceramice (oxizi, boruri, nitruri, carburi) si a tehnologiei lor de aplicare de suprafata, implantare, depunere chimica sau fizica (vapori) aliaje cu continut mare de siliciu sau nichel.

Materiale metalice amorfe - obtinerea de noi sisteme, extinderea domeniilor

aplicabilitate, noi metode de obtinere a amorfilor metalici (utilizarea plasmei de gaze rare, noi procese de solidificare ultrarapida, compusi cu dispersabilitate controlata).

Directii viitoare (1991 - 1996):

- aliaje cu memorie;
- materiale cu absorbtie puternica de energie;
- materiale rezistente la coroziunea produsa de apa de mare;
- materiale compozite cu matrice amorfa, sticloase, cu calitati elastice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Raportul **EURAM** *(Programul European de Cercetari pentru Materiale Avansate) 1991 - 1995,* Bruxelles, 1990.

METALSOFT S.A.
PRODUSE SI SERVICII INFORMATICE

Str. Mendeleev 21-25, 70168 Bucuresti 1, tel/fax: (01)6597675, telex: 11669

Va ofera din stoc la preturi avantajoase in raport cu performantele tehnice deosebite

OLYFAX 352

- 16 character display
- transmisii la ore programate
- re-formarea automata a numarului
- transmisie securizata
- miner pentru transport
- telefon incorporat

Caracteristici tehnice

- functioneaza pe linie telefonica publica
- compresie de date prin codare Huffman modificat
- compatibil cu recomandarile CCITT G3 si G2
- viteza: 9600 bps cu cadere automata pina la 2400 bps
- rezolutie: fina 8p/mm si 7,7 linii/mm
- latimea efectiva a scanner-ului: 216 mm
- metoda de imprimare : termica
- dimensiuni: 350 x 309 x 125
- consum: 15W in asteptare
  30W in emisie/receptie
  40W la copiere

pret : 449.000 Lei

OLYFAX 355

Toate operatiile incluzind controlul comunicatiei, controlul mecanismelor, procedurile de codificare de mare viteza, programarea functiilor sint controlate cu ajutorul unui microprocesor.

Facilitati:

- memorarea numerelor corespondentilor si apelarea lor prin apasarea unei singure taste
- re-formarea automata a numarului
- formarea manuala a numarului
- receptia si memorarea documentelor in cazul in care s-a terminat hirtia (pina la 6 formate A4), urmind ca acestea sa fie tiparite ulterior
- transmisii la ora programata
- comunicatii controlate prin parola
- transmisie securizata
- comutare automata intre standardele CCITT,G3 si CCITT,G2
- alimentarea automata cu documente pentru transmis (pina la 10 pagini)

Specificatii tehnice deosebite:

- viteze de comunicatie conform recomandarilor CCITT
  V.29: 9600/7200 bps
  V.27: 4800/2400 bps cu cadere automata
  == **V.21: 300 bps** ==
- nivel de iesire la emisie:0~ -15dBm
- nivel de iesire la receptie: 0~ - 43 dBm
- calitatea imaginii : 4 nivele - normala, fina, super-fina, semiton
- marimea documentului: latime: 180-216 mm
  lungime: 257- 1000 mm
- latimea scanner-ului: 208 mm max.

pret :499.000 lei

CERCETARI PRIVIND POSIBILITATEA DE INLOCUIREA NICHELULUI CU NIOBIU IN OTELUL DESTINAT FABRICATIEI TABLELOR GROASE PENTRU CONSTRUCTII NAVALE

Dr. ing. V. Munteanu, ing. P. Oane, dr. ing. Petruta Badea
S. C. ICPPAM S. A. Galati

C.Z.: 669.686.5

Avindu-se in vedere oferta si preturile materiilor prime, in metalurgie se simte nevoia elaborarii unor noi marci de oteluri la care se face reducerea sau chiar inlocuirea unor elemente de aliere deficitare, cu altele mai usor accesibile care, prin efectul lor asupra proprietatilor mecanice, pot substitui o marca cu alta.

In acest sens, cercetarile privind posibilitatea inlocuirii nichelului din compozitia chimica a unor oteluri cu niobiu s-au efectuat pe marca E36, destinata fabricatiei tablelor groase pentru constructii navale sudate. Conform STAS 8324 - 86, aceasta marca este utilizata in principal pentru elemente de structuri portante ale navelor fluviale si maritime.

Elaborarea si turnarea s-au efectuat pe o sarja experimentala conform instructiunilor tehnologice prescrise. Sarja a avut compozitia chimica din tabelul 1, care s-a incadrat in limitele impuse de instructiuni.

Din acesta sarja, dupa laminare s-au prelevat probe care ulterior au fost supuse in laborator regimurilor termice din tabelul 2.

Rezultatele incercarilor mecanice, reprezentind media a trei valori pentru fiecare regim, sint date in tabelul 3.

Caracteristicile mecanice pentru toate variantele termice, au satisfacut indicii de rezistenta, plasticitate si tenacitate.

Tinindu-se seama de rezultatele bune obtinute in laborator pe intregul interval de temperatura 880 - 920 ^{0}C, s-a considerat normalizarea la 900 ^{0}C ca fiind optima pentru experimentari in regim industrial.

Pentru verificarea conditiilor la energia de rupere, au fost ridicate curba de tranzitie a energiei de rupere si curba de tranzitie a ponderii zonei fragile, in sectiunea de rupere a epruvetei, conform datelor din tabelul 4, pentru codul N2 (fig.1).

Incercarile de incovoiere prin socul [illegible] efectuat conform pre[illegible] STAS 1400 - 75, STAS 6833 - 79 si STAS 5[illegible] - 8[illegible] iar rezultatele au fost exprim[illegible] p[illegible] valorile energiei de rupere KV (J) si ale extensiei laterale in zona concentratorului (%).

Tabelul 1

Numarul sarjei	Marca/ grosimea	Compozitia chimica, %							
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Nb	Al
931507	E36/10 mm	0.15	1.40	0.31	0.030	0.021	- - -	0.033	0.026
	E36/ 6 - 16 mm	0.14 0.18	1.30 1.50	0.20 0.50	max. 0.030	max. 0.030	- - -	0.030 0.050	0.025 0.060

Codul regimului	Austenitizare, ^{0}C	Mentinere, min/mm
N1	880	2
N2	900	2
N3	920	2

Tabelul 3

Codul regimului	Incercari mecanice					
	Rm, N/mm^2	Re, N/mm^2	A5, %	Z, %	Energia KV (J) T(-40°C)	L(-40°C)
N1	554	416	33	41	35	65
N2	550	410	36	51	34	49
N3	530	390	39	59	31	46
STAS	490-	min.	min.	--	min.	min.
8324 - 86	620	355	21		24	34

Tabelul 4

Cod	Tratamentul aplicat	Temp. de incerc., °C	Valori individuale KV_L, J	Media	Extensia laterala, %	Ponderea ruperii fragile, %
N2	Normalizare la 900°C cu mentinere 2 min/mm	+20	115-115-100	110	8.7	13
		0	107-110- 98	105	8.2	18
		- 20	69- 75- 77	73	7.0	30
		- 30	52- 57- 50	53	6.0	40
		- 40	53- 42- 52	49	4.7	53
		- 50	28- 26- 27	27	2.1	79
		- 60	15- 12- 13	13	1.0	90

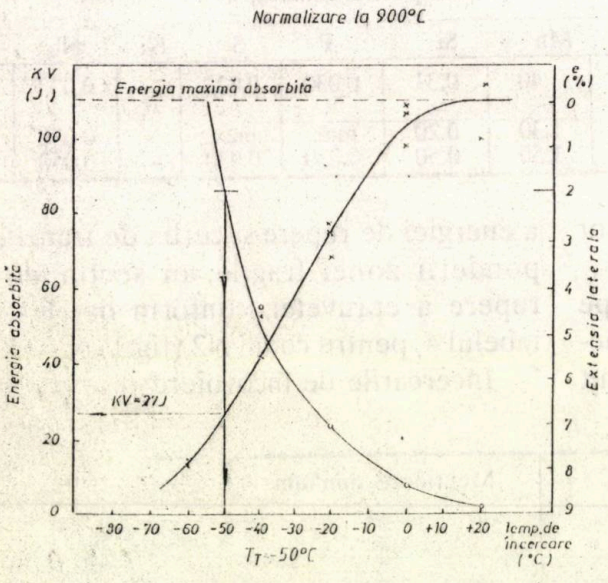


Fig. 1 (x 100)

Energia de rupere pe directia longitudinala la codul N2 a avut o variatie monotona crescatoare pe intreg intervalul -60 la +20°C. Analiza microstructurala a probei martor (stare laminata) dupa atacul cu reactivul nital 2% a scos in evidenta o structura de tip feritoperlitic, neomogena, cu marimea grauntilor variind intre punctele 7 si 8 (fig.2).

Normalizarea la 900°C a dus la finisarea puternica a grauntilor si la obtinerea unei structuri feritoperlitice omogene, cu marimea de graunte 9 - 10 (fig.3).

Analizele metalografice s-au efectuat conform STAS 5949 - 80 si STAS 7626 - 79.

Pentru punerea in evidenta a tranzitiei de la ruperea ductila la cea fragila, pe epruvetele incercate la incovoiere prin soc s-a realizat macrostructura din figura 4.

Din rezultatele obtinute la caracteristicile mecanice si metalografice ale otelului E36 cu niobiu si fara nichel se observa influenta pozitiva a microalierii cu niobiu care finiseaza puternic granulatia otelului, creste rezistenta si tenacitatea.

In conditiile concrete existente pe fluxul S.C. SIDEX - S.A. Galati, la otelurile

Fig. 2 (x 100)

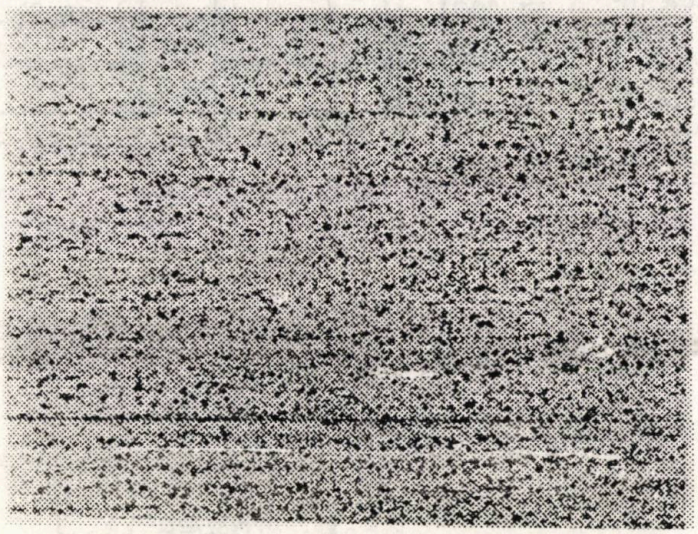


Fig. 3 (x 100)

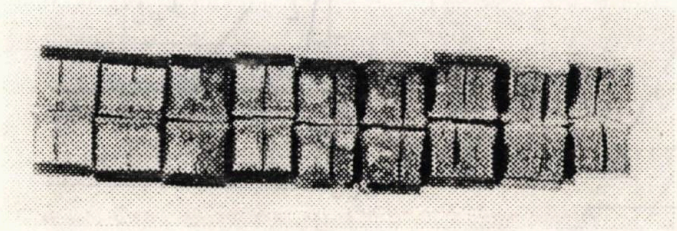


Fig. 4

microaliate cu niobiu pentru obtinerea unui complex favorabil de proprietati s-au impus urmatoarele conditii:

- la incalzirea sleburilor, in vederea laminarii in tabla groasa, se vor utiliza temperaturi mai scazute (1180 - 1220^{0}C) tinindu-se seama de limita solubilitatii precipitatelor de Nb (C,N) in austenita. Nedizolvarea acestor precipitate inhiba cresterea granulatiei austenitice, motiv pentru care dupa deformarea la cald se obtine un graunte feritic fin;

- la laminarea sleburilor, pentru asigurarea structurii optime a tablelor, este necesara o reducere cumulata de 40 - 50 % sub temperatura de 900^{0}C;

- temperatura de sfirsit de laminare trebuie sa fie cuprinsa intre 820 si 840^0 C; cu cit temperatura va fi mai scazuta, cu atit recristalizarea structurilor deformate va fi intirziata de precipitatele de carbonitruri de niobiu;

- tratamentul termic de normalizare ulterior laminarii se poate realiza la 890 - 900^{0}C, tinindu-se seama de rezultatele bune obtinute in laborator.

Cercetarile s-au efectuat pe marca E36, deoarece este acoperitoare si pentru marca E32, din punctul de vedere al compozitiei si proprietatilor mecanice.

Experimentarile ulterioare in regim industrial pe un numar de sapte serie au confirmat rezultatele bune obtinute in laborator, ceea ce a permis omologarea tehnologiilor de fabricatie (elaborare - laminare - tratament termic) a tablelor groase din otel marca E36 destinate constructiilor navale sudate.

BIBLIOGRAFIE

Harry Stewart *Niobium - Proceedings of the Intrenational Symposium 8-11* Noiembrie, 1981, Pensylvania.

G. Vermesan - *Indrumator pentru tratamente termice*. Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1987.

*** *Dosar de omologare a tehnologiei de fabricatie a tablelor groase din otel marca E36 cu Nb si fara Ni.*

STUDII DE SINTEZA PRIVIND INCERCARILE EXPERIMENTALE DE SILICIZARE A OTELURILOR PRIN DIFERITE PROCEDEE

S. l. ing. Markos Z., s. l. dr. ing. Florea R. Universitatea din Brasov

C. Z.: 669.184.546.28

Consideratii teoretice

Silicizarea este tratamentul termochimic de imbogatire in siliciu a structurilor superficiale ale unor materiale, in vederea imbunatatirii rezistentei lor la actiunea acizilor, la oxidare la coroziune si rezistentei prin frecare. Pentru obtinerea acestor proprietati, concentratia siliciului in strat trebuie sa fie cuprinsa intre 11 si 14%, iar grosimea acestuia trebuie sa fie de ordinul zecimilor de milimetri.

Silicizarea a aparut din necesitatea inlocuirii pieselor turnate din oteluri inalt aliate cu Si, la care apar multe rebuturi la turnare din cauza

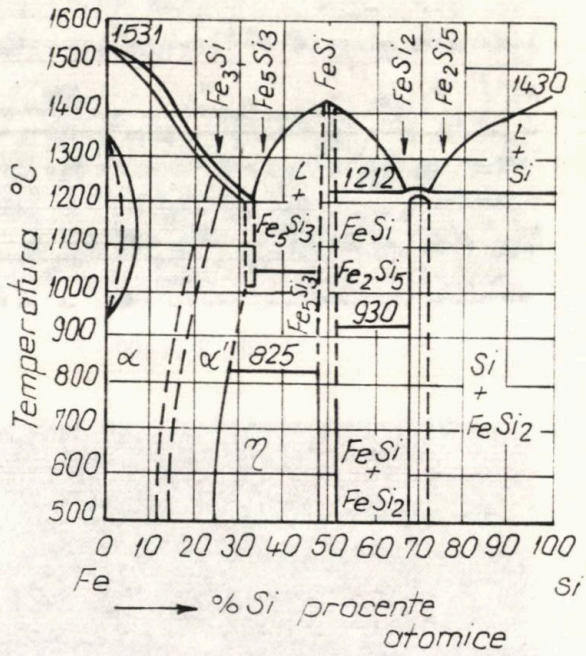


Fig. 1

Diagrama de echilibru Fe - Si
Fe - Si phase diagram

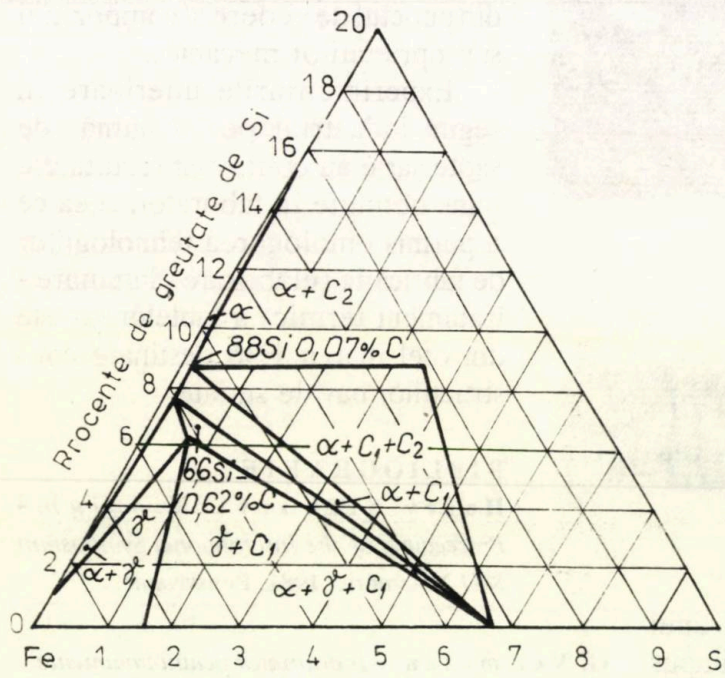


Fig.2 a) sectiune izoterma - isothermal section

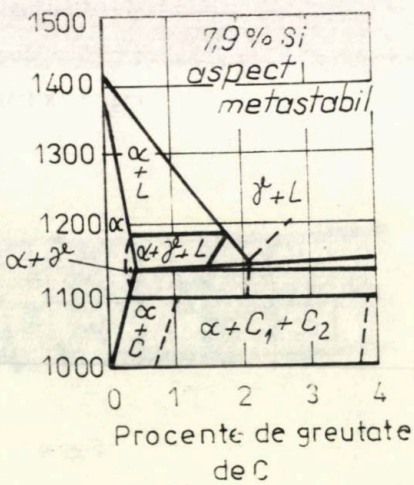


Fig. 2 b) sectiune verticala - vertical section

Fig. 2 Sectiuni prin diagrama ternara Fe-Si-C - Section through Fe-Si-C tertiary diagram

fragilitatii lor ridicate. Inlocuind piesele turnate din oteluri cu siliciu cu piese silicizate, miezul se mentine tenace, asigurind si o rezistenta mecanica ridicata (la otelurile cu continut scazut sau mediu de carbon), iar stratul superficial imbogatit in siliciu asigura protectia la actiunea corosiva a acizilor, la oxidare si la uzura.

Piesele silicizate isi gasesc aplicabilitate in industria chimica, a hirtiei, constructii navale etc. Se poate executa o gama larga de piese: scaune de supapa, cuzineti, axe de pompa, camasi de cilindri, piulite, buloane etc. Intrucit piesele silicizate au mare rezistenta in apa de mare, se pot confectiona diferite subansambluri pentru motoarele navale (de exemplu sistemul de racire cu apa de mare).

Pentru silicizare se prevede deci o eficienta economica ridicata datorita avantajelor pe care le prezinta.

Studiind diagrama binara Fe-Si (fig.1), se observa ca ferita dizolva o cantitate de aproximativ 10 - 11% Si.Ferita aliata cu Si prezinta o rezistenta ridicata la actiunea acizilor si are o duritate de aproximativ 180-190 HV.La concentratii mai ridicate, in structura apare si o siliciura de fier Fe_3Si.Siliciurile metalice, deci si siliciura de fier, au structuri cristaline specifice de aliaje sau combinatii intermetalice caracterizate prin legaturi covalente. Fe3Si este un constituent dur si greu fuzibil.

Studiul diagramei ternare Fe-Si-C (fig.2) releva aparitia constituentului C_2 care este o carbura de fier si siliciu, iar la concentratii mai ridicate de siliciu apare si carbura de siliciu (SiC), avind duritate foarte ridicata (9,5 - 9,75 Mohs). Prezenta acestor constituenti are ca rezultat durificarea straturilor silicizate, imbunatatind rezistenta la uzura a acestora.

Daca se studiaza o sectiune verticala a diagramei ternare Fe-Si-C (fig.2,b), se releva faptul ca la variatii relativ mici ale continutului de carbon (pina la 0,4-0,5%) scade puternic temperatura de topire. La depasirea temperaturii de 1100^0C, pe suprafata probei poate sa

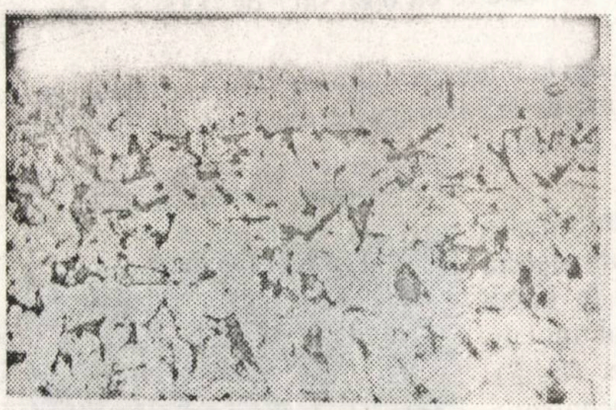


Fig. 3

Epruveta din OLC10 sicilizata in mediu solid
OLC10 test piece, silicised in solid environment,x100

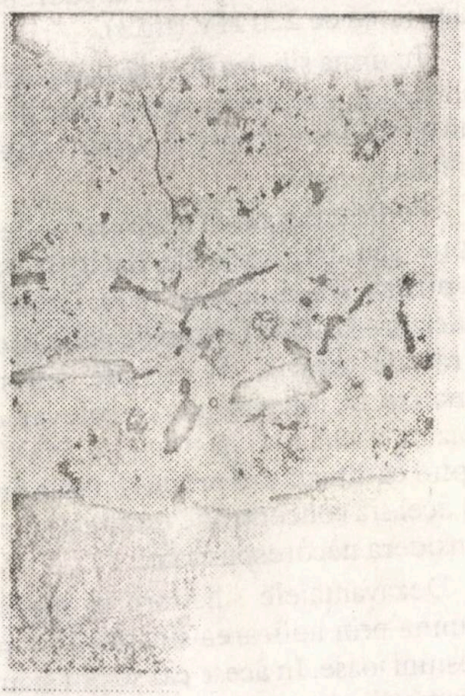


Fig. 4

Epruveta din OLC45 silicizata i
OLC45 test piece, silicised in solid

apara deja si faza lichida.

Silicizarea se poate executa in mediu solid, lichid sau gazos. Silicizarea in mediu solid este o metoda simpla, insa nu permite controlul riguros al parametrilor, ceea ce duce la obtinerea unor rezultate neuniforme. Silicizarea in saruri topite prezinta dezavantajul evaporarii acestora la temperaturi ridicate.

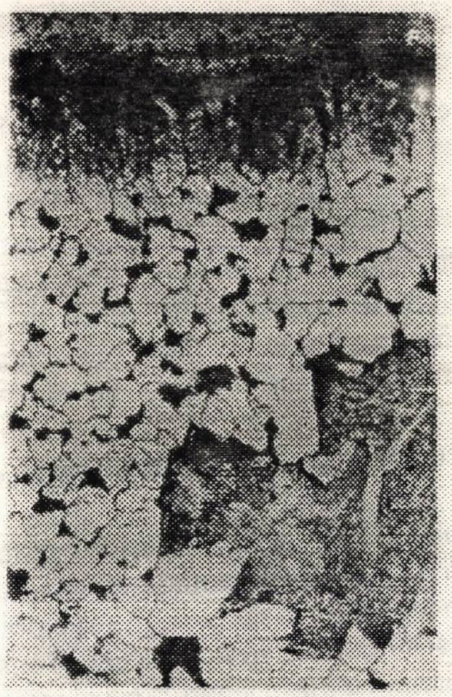


Fig. 5 OLC10 silicizat in saruri topite 100 x
Silicised OLC10 in molten salts, x100

In literatura de specialitate sint mentionate rezultatele bune obtinute in cazul silicizarii in medii gazoase. La aceste procedee straturile silicizate se obtin in cuptoare cu retorte rotative sau in mufle etanse in curent de Cl_2,$SiCl_4$ sau SiH_4. Stratul silicizat este compact si aderent, iar vitezele de saturare cu siliciu sint ridicate.

Incercari experimentale de silicizare

Incele ce urmeaza se prezinta concluziile legate de incercarile de silicizare efectuate de autori in acest domeniu.

La silicizarea in mediu solid s-au utilizat cutii de silicizare inchise etans. Pentru prepararea amestecului de silicizare s-a utilizat ferosiliciu (cu continut de 70 - 75% Si) cu diferite granulatii. Ca materiale de umplutura s-au utilizat samota si alumina. Ca activant s-a folosit NH_4Cl intr-o proportie de 2-5%. Incercarile au fost efectuate in cuptoare electrice cu bare de silitra. Epruvetele supuse silicizarii au fost confectionate atit din oteluri de cementare (OLC10, 18MoCrNi15) cit si din oteluri de imbunatatire (OLC45, 40Cr10). S-a urmarit influenta compozitiei amestecului de silicizare si a temperaturii asupra vitezei si calitatii stratului silicizat.

Silicizarea in mediu solid a dus la rezultate relativ bune. Astfel, in urma silicizarii la 950^0C timp de 6 ore intr-un amestec de 75% ferosiliciu, 20% alumina si 5% NH_4Cl, s-a obtinut un strat compact si aderent la otelul OLC10 cu o grosime de 0,15- 0,2mm, avind duritatea de 220 HV (fig.3).

In urma silicizarii in aceleasi conditii, dar la o temperatura de 1150^0C, creste viteza de silicizare, obtinindu-se un strat de grosime de 0,5-0,6mm, cu duritatea de 250 HV. Se observa insa goluri si chiar crapaturi in stratul silicizat (fig.4).

Pentru silicizarea in saruri topite s-au introdus in cutie cantitati egale de $BaCl_2$ si NaCl. in aceasta topitura s-a adaugat 10% ferosiliciu. In urma silicizarii la 1000^0C timp de doua ore, s-a obtinut un strat de difuzie cu cristale columnare. (fig.5). Analiza la microsonda a relevat o concentratie scazuta a siliciului in strat (1-1,5%), ceea ce denota faptul ca difuzia s- a produs doar la limita grauntilor. La aceasta concentratie redusa a siliciului, stratul se considera necorespunzator.

Dezavantajele silicizarii in mediu solid se pot elimina prin aplicarea silicizarii in mediu gazos, la presiuni joase. In acest caz se pot stapini riguros toti parametrii tratamentului: debitul gazului activ si cel al gazului de diluare, temperatura, presiunea etc.. De asemenea, suprafata probei ramine curata

Fig. 6
OLC45 silicizat in mediu gazos la presiuni joase
Silicised OLC45 in low pressure gaseous atmosphere

dupa tratament, fara depuneri sau alte defecte de suprafata.

Pentru efectuarea incercarilor de silicizare a otelurilor la presiuni joase, s-a construit o instalatie de laborator care permite incalzirea epruvetelor la diferite temperaturi, precum si introducerea unor debite variabile de gaz activ ($SiCl_4$) si de diferite gaze pentru diluarea gazului activ ca H_2,N_2,Ar. S-a constatat ca intervalul optim de temperatura ar fi intre 1000 si 1050^{0}C, iar debitul gazului activ trebuie sa fie cuprins intre 30 si 50 ml/h ($SiCl_4$, evaporat). In figura 6 se prezinta microstructura unui otel de imbunatatire silicizat la 1000^{0}C timp de 30 min. Astfel, s-a obtinut un strat compact si aderent, avind grosimea de 0,05 mm.

Prin introducerea hidrogenului pe linga gazul activ, creste simtitor viteza de silicizare (aproximativ se dubleaza).

Concluzii

Comparind rezultatele obtinute prin diferite metode de silicizare, se remarca superioritatea silicizarii in mediu gazos la presiuni joase in ceea ce priveste calitatea suprafetei, viteza de silicizare, uniformitatea si aderenta stratului, precum si posibilitatea unui control riguros al parametrilor procesului.

BIBLIOGRAFIE

[1] **A. N. Minkevici:** *Tratamente termochimice ale metalelor si aliajelor .* Editura Tehnica Bucuresti 1968

[2] **Pourprise C.:** *Tratamente termice si termochimice moderne ale otelurilor.* Science et Technique, Franta, nr.37,1976

[3] **xxx:** *Heat Treatment-Today;* Metalurgia, nr. 2, Anglia, 1981.

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.3

- *Reflectii sumbre ale conducerii turnarii, p.165*
- *Compararea comportamentului la curgere pe timpul umplerii formei cu aluminiu topit, mercur si apa la turnarea in matrita sub presiune mica, p.167*
- *Optimizarea adaosului de apa in procesele de macinare prin teoria fuzzy, p.173*
- *Efectele Ni si CO asupra coeficientului de dilatare liniara a fontei turnate cu dilatare termica redusa, p.*
- *Comportarea hidrogenului in fonta nodulara feritica din profilele grele, p.186*
- *Comportarea descompunnerii termice asupra modelului de evaporare prin simulare, p.*
- *Extractia metalului nesolidificat din aliaj Al-Sn prin metoda absorbtiei cu vid, p.198*
- *Realizarea productiei industriale prin metoda turnarii prin presare, p.204*
- *Realizarea unui brat suspendat din fonta nodulara, p.210*

REALIZARI IN DOMENIUL ASIMILARII TEHNOLOGIEI DE TURNARE CU MODELE GAZIFICABILE DIN POLISTIREN

Prof. dr. ing. L. Sofroni
Conf. dr. ing. I. Chira
Ing. I. Marginean
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z. :621.746.01

In prezent, turnarea aliajului peste modele gazificabile, in forme "pline" (procedeul FULL - MOLD), din nisip fara liant, cunoaste o extindere apreciabila pe plan mondial, ca urmare a avantajelor tehnico-economice pe care le prezinta: desi principiul general si principalele aspecte metalurgice sint cunoscute, ramin largi domenii de cercetare in directia proceselor de expandare, vopsire, lipire, gazificare, indesare etc.

Cercetarile efectuate in cadrul Laboratorului de Procedee Speciale de turnare de la U.P.B., in domeniul turnarii cu modele gazificabile, au urmarit, pe de o parte, elucidarea unor aspecte asupra carora in literatura de specialitate exista mai putine date sau care sint controversate si lasa posibilitati diferite de interpretare teoretica, iar pe de alta parte, s-a realizat si o microproductie speciala de piese turnate din diferite domenii, care ar fi fost mult mai greu de asimilat prin tehnologia clasica.

Tabelul 1

Estimarea costurilor de productie la turnarea cu modele gazificabile din polistiren, pentru tona de piese turnate bune - t_{ptb} cu unitatile valorice specifice la nivelul anului 1989

Production costs estimate for casting with gasifying polystirene patterns/t accepted castings in 1989 prices

Parametrul	Varianta tehnologica			
	Model clasic		Model gazificabil din polistiren	
	Unitati fizice	Unitati valorice	Unitati fizice	Unitati valorice
A. Confectionarea modelului				
1. Consum de material	20 - 30 dm^3/t_{ptb}	30 - 45 lei/t_{ptb}	3 - 4 kg/t_{ptb}	75 - 100 lei/t_{ptb}
2. Confectionarea SDV-ului	-	-	2 - 4 h/t_{ptb}	30 - 45 lei/t_{ptb}
3. Confectionarea modelului	20 - 30 h/t_{ptb}	300 - 450 lei/t_{ptb}	0,5 - 1,0 h/t_{ptb}	7,5 - 15 lei/t_{ptb}
T O T A L A	20 - 30 h.om/t_{ptb}	330 - 495 lei/t_{ptb}	2,5 - 4,0 h.om/t_{ptb}	112,5 - 160 lei/t_{ptb}
B. Realizarea formei				
1. Consum mat. de formare	2 - 4 t/t_{ptb}	600 - 2400 lei/t_{ptb}	0,1 - t/t_{ptb}	10 - 30 lei/t_{ptb}
2. Manopera de formare	5 - 10 h/t_{ptb}	75 - 150 lei/t_{ptb}	0,5 - 1,0 h/t_{ptb}	7,5 - 15 lei/t_{ptb}
T O T A L B	5 - 10 h.om/t_{ptb}	675 - 2250 lei/t_{ptb}	0,5 - 1,0 h.om/t_{ptb}	17,5 - 45 lei/t_{ptb}
C. Curatarea pieselor				
Manopera	5 - 10 h.om/t_{ptb}	75 - 150 lei/t_{ptb}	0,5 - 1,0 h.om/t_{ptb}	7,5 - 15 lei/t_{ptb}
T O T A L A + B + C	30 - 50 h.om/t_{ptb}	1080 - 3195 lei/t_{ptb}	3,5 - 6 h.om./t_{ptb}	137,5 - 220 lei/t_{ptb}
D. Alte cheltuieli si operatii (aliaj si energie)	5 - 10 h.om/t_{ptb}	4000 - 6000 lei/t_{ptb}	5,0 - 10 h.om/t_{ptb}	4000 - 6000 lei/t_{ptb}
T O T A L A + B + C + D	35 - 60 h.om/t_{ptb}	5080 - 9195 lei/t_{ptb}	8,5 - 16,0 h.om/t_{ptb}	4137,5 - 6220 lei/t_{ptb}

Pentru productia de serie mare si de masa, apare avantajoasa metoda de confec-

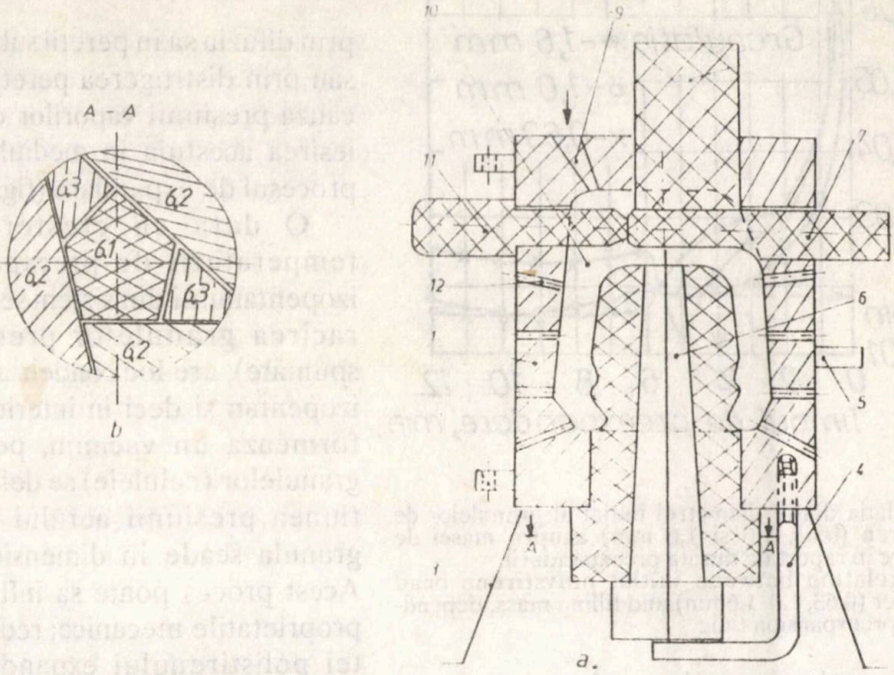


Fig. 1

Schita ansamblului matrita-miez metalic utilizat pentru realizarea modelului prin expandare: a - ansamblu ; 1 peretele matriței ; 2 - balama ; 3 - suport ; 4 dispozitiv pentru fixare miez metalic ; 5 - dispozitiv de inchidere al matriței ; 6 - miez metalic central ; 7,8,11 - miezuri metalice de exterior ; 9 - orificiu pentru introdus granule de polistiren ; 10 - cavitate de expandare in matrita (capa) ; 12 - orificii pentru acces abur ; b - detaliu sectionare miez metalic 6 : 6.1 stift central pentagonal ; 6.2. laterale semirotunde (3 bucati) ; 6.3. pene laterale

Metal core-die assembly, used for expansion pattern manufacture: a- assembly; 1- die wall; 2- hinge; 3- suppo 4- metal core fixture; 5- die closing devise; 6- central metal core; 7,8,11- outside; 9- hole to introduce polyst beads; 10- expansion die cavity; 12- steam input holes; b- central core detail; 6.1- pentagonal central p halfround sides: three pcs; 6.3- side keys

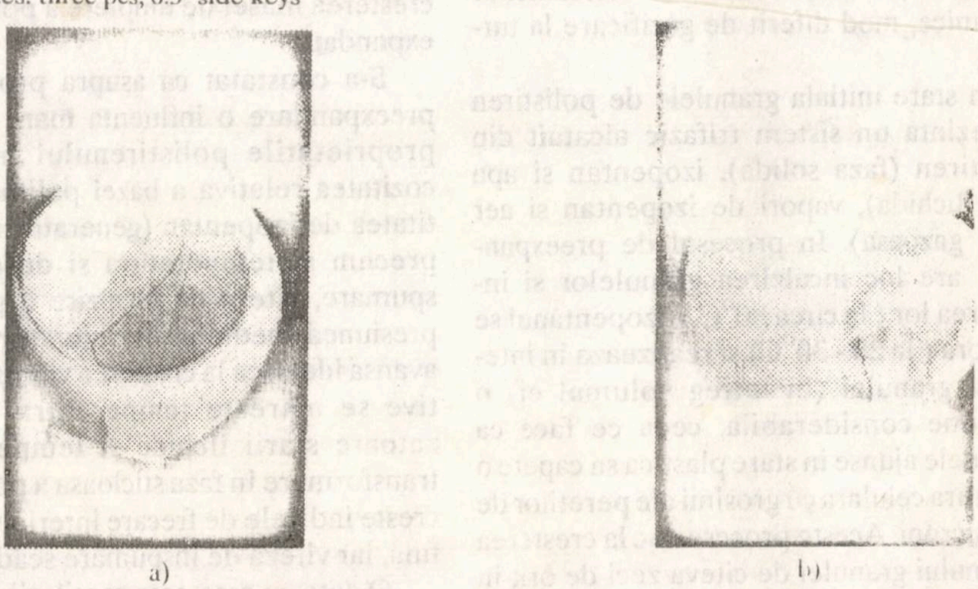


Fig. 2

Modele din polistiren obtinute prin expandarea in matrita a - interior, b - exterior

Polystirene patterns, manufactured by expansion in dies, a - inside, b - outside

tionare a modelelor gazificabile din polistiren, prin expandarea in matrita (tab.1); reperul avut in vedere a fost piesa "capa" - marimea 3, utilizata la izolatorilor ceramici sisme (fig. 1 si 2)

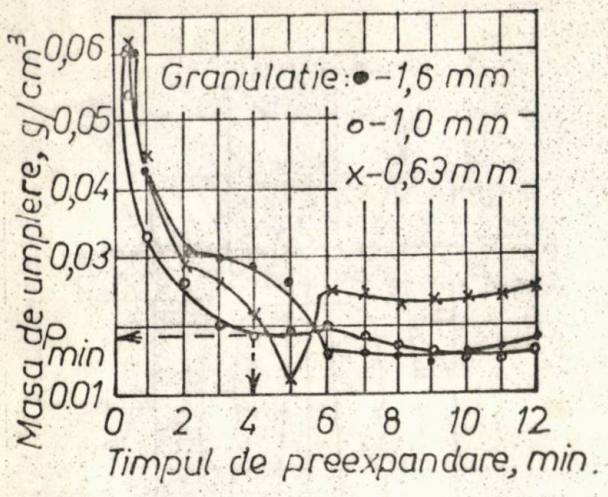


Fig. 3

Corelatia dintre diametrul initial al granulelor de polistiren (0,63, 1,0 si 1,6 mm) asupra masei de umplere in raport de durata preexpandarii

Correlation between initial polystirene bead diameter (0.63, 1.0, 1.6mm) and filling mass, depending on preexpansion time

Experimentarile efectuate au demonstrat faptul ca expandarea granulelor din polistiren provenite din acelasi lot si supuse aceluiasi regim de prelucrare duce la obtinerea de modele cu mase volumetrice care variaza in limite insemnate, cu consecintele care decurg: calitatea diferita a suprafetei, modificari ale caracteristicilor mecanice, mod diferit de gazificare la turnare.

In stare initiala granulele de polistiren reprezinta un sistem trifazic alcatuit din polistiren (faza solida), izopentan si apa (faza lichida), vapori de izopentan si aer (faza gazoasa). In procesul de preexpandare, are loc incalzirea granulelor si inmuierea lor (la circa 80°C), izopentanul se evapora (la 28 - 30°C) si realizeaza in interiorul granulei (in intreg volumul ei) o presiune considerabila, ceea ce face ca granulele ajunse in stare plastica sa capete o structura celulara cu grosimi ale peretilor de 1-2 microni. Aceste procese duc la cresterea volumului granulei de citeva zeci de ori; in mod corespunzator, masa de umplere a granulelor inspumate se reduce o data cu cresterea duratei prelucrarii termice pina la o anumita valoare determinata, iar in continuare practic poate sa nu mai varieze sau chiar sa se mareasca. Una din cauzele acestui fapt este iesirea generatorului de pori (a izopentanului) din granulele preexpandate prin difuzia sa in peretii subtiri ai granulelor sau prin distrugerea peretilor acestora din cauza presiunii vaporilor de izopentan, cu iesirea acestuia in mediul inconjurator in procesul de expandare (fig.3).

O data cu cresterea duratei si temperaturii de preexpandare, iesirea izopentanului din sistem se accentueaza. La racirea granulelor preexpandate (inspumate), are loc condensarea vaporilor de izopentan si deci in interiorul celulelor se formeaza un vacuum, peretii subtiri ai granulelor (celulele) se deformeaza sub actiunea presiunii aerului inconjurator si granula scade in dimensiuni, se taseaza. Acest proces poate sa influenteze negativ proprietatile mecanice; reducerea rezistentei polistirenului expandat la cresterea duratei de preexpandare (in cazul unei mase volumetrice constante) are loc, se pare, nu numai din cauza reducerii grosimii peretilor granulelor, dar si datorita distrugerii lor chiar in procesul de preexpandare. Drept rezultat, granulele se "supraexpandeaza" si volumul lor se reduce, fapt care duce la cresterea masei de umplere a polistirenului expandat.

S-a constatat ca asupra procesului de preexpandare o influenta mare o exercita proprietatile polistirenului initial: viscozitatea relativa a bazei polimerice, cantitatea de izopentan (generatorul de pori), precum si temperatura si durata de inspumare, viteza de incalzire a granulelor, presiunea mediului inconjurator. Se poate avansa ideea ca la cresterea viscozitatii relative se mareste temperatura corespunzatoare starii lichide si temperatura de transformare in faza sticloasa a polimerului, creste indicele de frecare interioara al acestuia, iar viteza de inspumare scade.

O data cu cresterea cantitatii de izopentan (generatorul de pori), viteza de crestere a presiunii in interiorul granulei se mareste si creste in mod corespunzator si viteza de inspumare. De aceea la stabilirea regimului de preexpandare trebuie sa se tina seama de viscozitatea relativa si de continutul generatorului de pori in granulele initiale. Rezis-

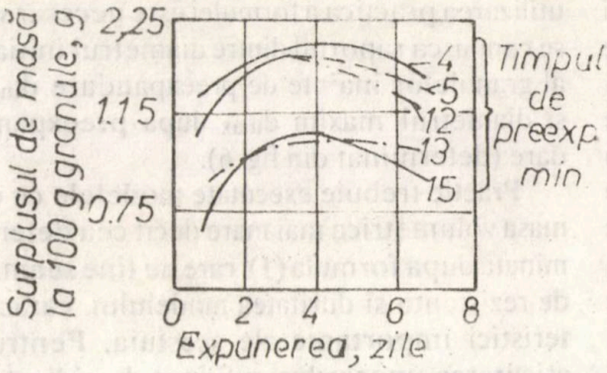


Fig. 4

Variatia surplusului de masa al granulelor de polistiren preexpandate in raport de durata stocarii si calitatea lor (timpul de preexpandare)

Preexpanded polystirene beads mass variation with storage time and quality (preexpansion time)

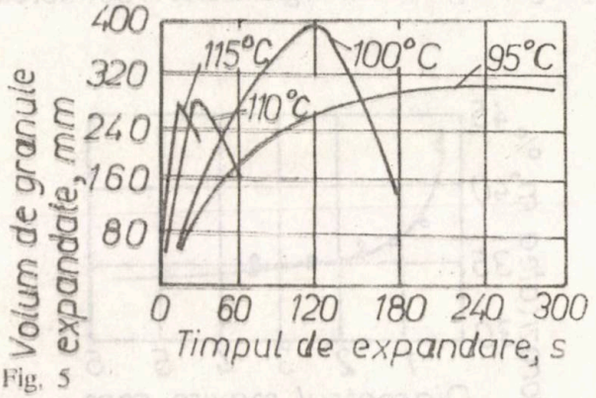


Fig. 5

Influenta timpului de expandare si a temperaturii agentului termic utilizat asupra volumului granulelor de polistiren preexpandat

The influence of expansion time and heat agent temperature on preexpanded polystirene beads volume

tenta la tractiune a polistirenului se reduce o data cu cresterea vitezei de deformatie si temperaturii. Prin aceasta se explica influenta acestor factori asupra intensitatii de preexpandare a polistirenului expandat. Este foarte important faptul ca, o data cu cresterea temperaturii agentului termic, durata de preexpandare suplimentara, la care granulele ating volumul maxim, se reduce. In acest caz se reduce si valoarea absoluta a volumului granulelor, adica creste masa de umplere. Aceasta se explica prin cresterea vitezei de deformatie a polistirenului la cresterea temperaturii agentului termic si, drept rezultat, peretii unor celule ale granulelor se distrug, are loc pierderea generat[illegible] si, ca urmare, cre[illegible] polistirenului expandat. D[illegible] reducerea duratei tehnologice de exp[illegible]dare preliminara, prin cre[illegible] temperaturii agentului termic, nu este [illegible]dorit.

Preexpandarea in apa fierbinte (95 - 100° C) asigura o incalzire uniforma a granulelor si obtinerea celei mai bune structuri, care nu favorizeaza pierderea izopentanului (generatorului de pori).

In procesul de expunere la aer (pentru maturarea perlelor), are loc difuzia aerului in interiorul celulelor, prin peretii lor, si concomitent evaporarea generatorului de pori. Aceste procese influenteaza substantial cresterea volumului granulelor la expandarea finala in matrite, in vederea obtinerii modelului gazificabil. Studiind influenta expunerii granulelor preexpandate asupra cresterii masei lor, se constata ca in prima etapa a expunerii (maturarii) predomina procesul difuziei aerului in interiorul celulelor granulelor si drept rezultat masa granulelor se mareste. In etapa urmatoare, in care presiunea aerului in interiorul granulei va atinge presiunea atmosferica, devin mai intense procesele de difuzie a generatorului de pori din celule si masa granulelor se reduce. O data cu reducerea grosimii peretilor celulelor, deci o data cu cresterea duratei de preexpandare si a temperaturii, procesul de difuzie se mareste. Fenomenele aratate se vor lua in considerare la stabilirea timpului de expandare finala (activare) a granulelor [illegible]pandate (fig. 4 si 5).

S-a demonstrat astfel faptul [illegible] instabilitatii proprietatilor poli[illegible]pandat (chiar din acela[illegible] regimurilor opti[illegible] maturare consti[illegible] Principalul fa[illegible] tirenului exp[illegible] posibilitatea obtin[illegible] volumetrica minima [illegible]tate suprafetelor, il constitu[illegible] pandare. Raportul dintre ma[illegible]

a granulelor inainte de preexpandare si masa lor de umplere dupa preexpandare caracterizeaza acest grad de activare. Aceasta caracteristica a fost obtinuta pe cale experimentala, determinind dependenta masei de umplere a granulelor, de timpul de preexpandare (fig. 3). Masa de umplere minima G_{min} este critica,intrucit la atingerea ei la preexpandare nu va avea loc cresterea in continuare a volumului granulelor la expandare finala si granulele inspumate suplimentar nu se vor aglomera intr-un model monolit cu o suprafata curata si neteda. De aceea, masa de umplere G_{min} se va considera minima, posibila practic fara prelucrarea in continuare a granulelor (inspumate) expandate in model, iar durata de preexpandare - minima, pentru diametrul dat al granulelor. Masa de umplere a granulelor preexpandate (inspumate suplimentar) determina masa volumetrica a modelului. Pentru stabilirea dependentei dintre masa de umplere minima a granulelor si masa volumetrica minima a modelului se recomanda formula:

$$\rho^{min}_{mod} = \frac{G_{min}}{1 - m}, \qquad (1)$$

unde : ρ^{min}_{mod} - este densitatea minima a modelului sau masa volumetrica minima;

G_{min} - masa de umplere minima a granulelor;

m - porozitatea granulelor preexpandate.

Valorile G_{min} se pot determina grafic de exemplu din datele din figura 3, iar porozitatea granulelor preexpandate m din monograma indicata in figura 6, in functie de diametrul maxim d_{max} al granulelor preexpandate.

Porozitatea m nu depinde de proprietatile lotului de granule, ci este numai in functie de diametrul granulelor expandate (final) si de contractia lor; pentru utilizarea practica a formulei este necesar sa se cunoasca raportul dintre diametrul initial al granulelor inainte de preexpandare d_{init} si diametrul maxim d_{max} dupa preexpandare (determinat din fig. 6).

Practic trebuie executate modelele cu o masa volumetrica mai mare decit cea determinata dupa formula (1), care nu tine seama de rezistenta si duritatea modelului, caracteristici importante ale acestuia. Pentru asigurarea unor valori suficient de ridicate pentru rezistenta, la preexpandare trebuie lasata o rezerva de expandare (inspumare-umflare) a granulelor pentru ca la expandarea finala, acestea continuindu-si cresterea (umflarea- inspumarea), sa asigure aglomerarea granulelor si obtinerea

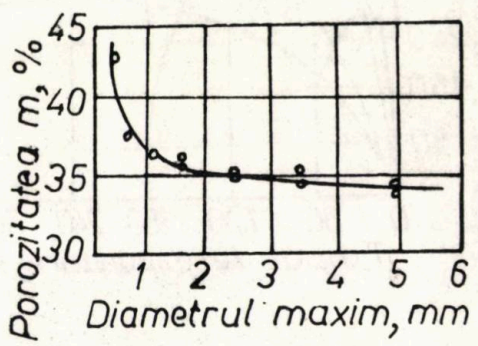


Fig. 6

Dependenta porozitatii m de marimea granulelor de polistiren preexpandate
Porosity (m) dependence on preexpanded polystirene bead size

unui model compact. Pe aceasta baza, masa volumetrica tehnologica minima a modelului ρ^{min}_{tehn} poate fi exprimata prin relatia:

$$\rho^{min}_{tehn} = K_{rez} * \rho^{min}_{mod} = K_{rez}\frac{G_{min}}{1 - m} \qquad (2)$$

Pe baza datelor experimentale s-a determinat valoarea coeficientului de rezerva la expandare K_{rez} cu valori de 1,15 ... 1,20, in functie de cantitatea generatorului de pori, de viscozitatea relativa si de raportul acestora. Pentru valori ridicate ale con-

tinutului in generatorul de pori si valori scazute ale viscozitatii, valoarea $K_{rez} = 1,15$ si respectiv $K_{rez} = 1,20$ pentru cazul invers.

Tinind seama de valorile G_{min} ale fractiei date, cunoscute din determinari de laborator anterioare pentru un anume lot de granule, dupa relatia (2) se va determina masa volumetrica tehnologica minima a modelului ρ_{tehn}^{mjn}, care va fi egala cu masa tehnologica minima G_{tehn}^{mjn} a granulelor preexpandate, deci se poate scrie egalitatea:

$$G_{tehn}^{mjn} = \rho_{tehn}^{mjn}, \qquad (3)$$

Daca se cunoaste valoarea ρ_{tehn}^{mjn}, din figura 3 se poate determina, durata necesara a preexpandarii granulelor astfel incit sa se obtina modele de calitate, cu masa volumetrica minima.

Dupa expandare, determinarea rapida a densitatii se face prin prelevarea unei probe cilindrice cu $V = 10\ cm^3$ (ϕ = 19 mm si H = 35 mm) direct din modelul expandat; prelevarea se realizeaza cu sonda tip preducea, din tabla de otel de 0,5 mm grosime.

Masa volumetrica a modelului constituie cel mai important indice de calitate al acestuia, intrucit determina rezistenta mecanica a polistirenului expandat, precum si cantitatea produselor de termodistructie rezultate in sistem, care fie ca reactioneaza cu topitura, fie ca sint degajate in mediul exterior, datorita permeabilitatii ridicate a formei, realizate numai din nisip uscat, fara liant.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Chira L., Sofroni L., si Surdulescu M.** *Tehnologie de realizare a modelelor gazificabile, din polistiren expandat.* D. OSIM Nr.(21) 130.818, B 22, C3/00, 1987.

[2] **Chira L., Sofroni L., si Surdulescu M.** *Procedeu de dirijare a proceselor metalurgice la turnarea cu modele gazificabile.* D. OSIM Nr. (21) 131.842, B 22, C 7/00, 1988.

[3] **Chira L., Sofroni L., si Surdulescu M.** *Modele gazificabile cu parametrii tehnologici imbunatatiti si utilizarea lor.* D. OSIM Nr.(21) 131.843, B 22, C 7/00, 1988.

[4] **Sofroni L., Chira L., Marginean I., si Bratu C.** *Turnarea de precizie cu modele gazificabile din polistiren.* Ed. Tehnica, Bucuresti, 1990.

[5] **Sofroni L., Chira L., si Marginean I.** *Turnarea cu modele gazificabile din polistiren.* In: TMCM, Nr. 4, 1988, p. 126 - 153. Ed. Tehnica, Bucuresti, 1988.

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.9

Metoda de masurare optica a temperaturii suprafetei metalice la iradierea cu laser, p.607

Rezilienta structurii cu ochiuri dure a fontei ductile de turnatorie tratate cu laser, p.613

Influentele Te, Ba, Ce si Bi asupra formarii structurii modificate si proprietatilor mecanice ale aliajelor eutectice [illegible] de Al-Si, p.619

[illegible] asupra comportarii tixotropice a aliajului Al-Cu hipoeutectic in stare solidificata partial, p.626

[illegible] a aliajului hipereutectic Al-Si la temperatura eutectica, p.632

[illegible] fontei de turnatorie turnate in forma, p.637

[illegible] a caldarii din cubilou, p.644

DETERMINARI EXPERIMENTALE IN VEDEREA OBTINERII MONOCRISTALELOR DIN OTEL ALIAT CU 3% SILICIU

Dr. ing. Doina Raducanu, ing. Gh. Aristotel
Universitatea "Politehnica" Bucuresti
ing. A. Raducanu INTEC S. A. Bucuresti

C. Z.: 669.14.018.58.3

In categoria de materiale destinate industriei electrotehnice otelul aliat cu 3% siliciu ocupa un loc deosebit. Proprietatile magnetice si electrice ale acestui material se datoresc orientarii cristalografice preferentiale. Textura cristalografica de tip (100)[001] existenta in banda din otel electrotehnic confera cele mai bune proprietati magnetice in directia de laminare. Tehnologic, problema obtinerii otelului electrotehnic cu graunti orientati este rezolvata, fiind posibil sa se obtina pentru produsul finit valori ale pierderilor specifice ($W.kg^{-1}$) doar de 1,5 ori mai mari decit minimum fizic, iar inductia magnetica - la o valoare apropiata de limita tehnica de saturatie (B_{800} = 1,9 T).

In procesarea benzilor din otel electrotehnic cu graunti orientati, originea si dezvoltarea texturii (110)[001] prezinta cea mai mare importanta. Mecanismul formarii si dezvoltarii texturii (110)[001] nu este pe deplin cunoscut. Printre altele, pentru elucidarea unor aspecte legate de transformarile texturale si structurale au fost folosite si monocristale din otel aliat cu siliciu obtinute prin diferite tehnici. Folosirea macrocristalelor in studiul unor fenomene legate de deformarea plastica si recristalizarea otelului electrotehnic aliat cu siliciu este utila in clarificarea unor ipoteze privind functionarea sistemelor de alunecare sau dependenta cristalografica dintre textura de deformare si textura de recristalizare. Astfel, monocristalele pot constitui un material pretios pentru o serie de investigatii, care, efectuate pe material policristalin, nu ar furniza informatii corecte.

In acest context, lucrarea isi propune sa prezinte o serie de incercari efectuate in vederea obtinerii monocristalelor din otel electrotehnic aliat cu siliciu.

Principiul metodei, mod de lucru, rezultate experimentale

Metoda are la baza posibilitatea cresterii exagerate a grauntelui cristalizat, daca aceasta este precedata de o deformatie plastica efectuata cu grad critic de deformare [1].

Gradul critic de deformare depinde de compozitia si puritatea otelului, de marimea de graunte a otelului inaintea deformarii critice, de temperatura de recristalizare si viteza de incalzire [2]. Dintre acesti parametri enuntati mai sus, gradul critic de deformare are importanta cea mai mare. Cresterea in exces a granulatiei nu mai are loc daca se depaseste valoarea gradului critic de deformare sau daca se folosesc valori mai mici decit aceasta. Astfel, la grade mari de deformatie temperatura de recristalizare scade, iar la grade mici de deformatie apare mai degraba restaurarea decit recristalizarea propriu-zisa [3]. Reusita metodei depinde de alegerea corecta a parametrilor de deformare plastica si tratament termic pentru fiecare etapa a ciclului de prelucrare.

Pentru experimentari s-au folosit probe din otel aliat cu 3% Si, avind dimensiunile de 25 x 100 x 200 mm. si urmatoarea compozitie chimica: 0,025% C; 0,070% Mn; 3,20% Si; 0,023%S; 0,065% P; 0,008%Al; 0,01%Cr; 0,01%Ni.

S-au folosit doua serii a cite noua probe care au parcurs un ciclu comun de prelucrari, dupa cum urmeaza:

- recoacere la 800^0C, timp de 1 ora, in vid;
- laminare la rece intr-o singura trecere cu un grad de deformare de aproximativ 40 - 55% ;
- recoacere la 900^0 C, timp de 1 ora, in hidrogen uscat;

- laminare la rece cu grad de deformare de 1% .

In continuare, prima serie de probe a

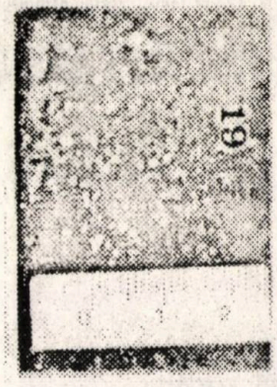


Fig. 1

Dimensiunea grauntelui cristalin pentru ε_{cr} = 10 % (atac nital 2%)

Grain size for ε_{cr} = 10%; nital 2% etching

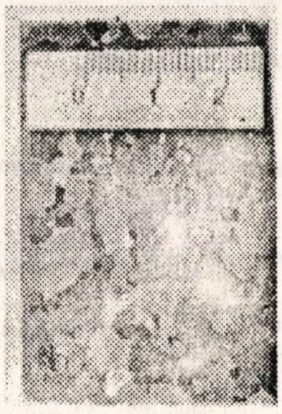


Fig. 2

Dimensiunea grauntelui cristalin pentru ε_{cr} = 8% (atac nital 2%)

Grain size for ε_{cr} = 8%; nital 2% etching

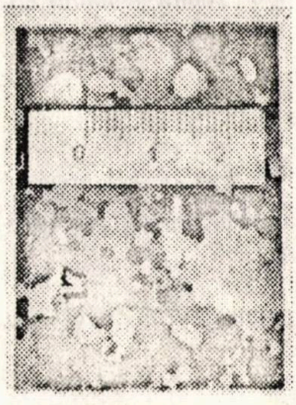


Fig. 3

Dimensiunea grauntelui cristalin pentru ε_{cr} = 5% (atac nital 2%)

Grain size for ε_{cr} = 5%; nital 2% etching

fost laminata cu gradul critic de deformare in aceeasi directie cu directia initiala de laminare, iar a doua serie de probe a fost laminata in directie transversala fata de directia initiala. Gradul critic de deformare a variat intre 3 si 10%.

In final, toate probele au fost supuse unui tratament termic de recristalizare de lunga durata pentru cresterea granulatiei.

Fig. 4

Dimensiunea grauntelui cristalin pentru ε_{cr} = 3% (atac nital 2%)

Grain size for ε_{cr} = 3%; nital 2% etching

Tratamentul termic a fost efectuat in vid, la 1050^0 C, timp de 32 ore.

Pentru fiecare din etape, deformarea plastica a fost efectuata in conditii de laborator, folosind un laminor cu diametrul nominal al cilindrilor D = 105 mm.

Tratamentul termic in atmosfera de hidrogen s-a efectuat intr-un cuptor a carui incinta a fost purjata cu azot inainte de introducerea, respectiv evacuarea probelor. Spatiul de lucru a fost purificat de vaporii de apa si de urmele de oxigen prin folosirea unor site moleculare si a spanului de magneziu.

In final probele au fost pregatite metalografic in vederea examinarii marimii grauntelui.

CONCLUZII

Dupa examinarea macroscopica a probelor folosite in experiment s-a constatat ca marimea grauntelui variaza intr-un ecart foarte mare, de la graunti extrem de fini (1 - 2 mm - fig.1,2) la graunti gigant, practic monocristale cu dimensiuni de 20-25 mm (fig.3, 4). Aceasta variatie extrem de larga a marimii grauntelui in raport cu ecartul foarte mic de variatie a gradului critic de deformare subliniaza dificultatea stabilirii unei proceduri tipice si reproductibile pentru obtinerea monocristalelor.

Cele mai bune rezultate s-au obtinut pentru probele laminate in directie transversala cu grad critic de deformare intre 3 si 6%.

Din cele expuse mai sus rezulta ca este posibil ca, rafinind tehnica, sa se obtina in

acest mod graunti gigant, asimilabili cu monocristalele. Lucrarea si-a propus sa selectioneze acele variante experimentale prin care in matricea metalica sa se poata induce o crestere exagerata a marimii graunteiui. Experimentul este necesar sa fie dezvoltat in directia precizata de cele doua variante experimentale, care au demonstrat ca este posibil sa se obtina graunti gigant, identificabili cu monocristalele.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. I. Pokorny - *De ferri Metallografia*, Ed.Berger-Levrault, Paris, 1967.

[2] I. Hirsch - *The Application of Quantitative Texture Analysis for Investigating Continuous and Discontinuous Recrystallization Processes*, Acta Metallurgica, vol.33, nr.10, 1985, 1927-1938.

[3] G. Abruzzeze, K. Luke - *A Theory of Controlled grain Growth*. Acta Metallurgica, vol.34, nr.5, 1986, p 905-913.

REVISTA REVISTELOR

KAWASAKI STEEL TECHNICAL REPORT, JAPONIA, 1992, NR.27

Numar special referitor la tabla laminata la cald, tabla laminata la rece si tabla acoperita si la aparate de masura si electronice

- *Controlul scaderii grosimii bordurii benzii laminate la rece la un laminor cu cilindri de lucru schimbatori si coronament conic (al benzii), p.5*

- *Remodelarea laminorului de benzi la cald nr.2 de la Chiba pentru a indeplini cerintele de calitate superioara, p.13*

- *Stabilirea unui sistem de productie de tabla din otel de inalta calitate la laminorul la rece nr.3 al uzinelor Chiba, p.23*

- *Realizarea otelurilor pentru tabla laminata la rece de inalta rezistenta calite la vopsire pentru panourile expuse ale automobilelor, p.31*

- *Instalatie de acoperire organica montata in fluxul de electrogalvanizare, p.39*

- *Realizarea tablei din otel autolubrifiant RIVER ZINC R FS, p.46*

- *Tabla din otel acoperita cu compozit organic subtire, cu rezistenta mare la coroziune, pentru panourile de automobile, FLASCOAT R KV, p.53*

- *Tabla din otel cromata electrogalvanizata, cu uscari pe loc si rezistenta mare la coroziune RIVER ZINC FX, p.56*

- *Tabla din otel amortizoare de vibratii cu insertii cu rasini NONVIBRA, p.59*

- *Programul de calculator in timp real UNOS de tip UNIX, p.62*

- *Realizarea unui dispozitiv de retele de uz general pentru calculatoare, p.70*

- *Sistem automat de masurare a grosimii in procesarea imaginii sabotilor de frina de la materialul rulant, p.77*

- *Determinarea 3D cu precizie a morfologiei prin folosirea paralaxei binoclului si aplicarea ei la analiza morfologica a pulberilor metalice, p.84*

- *Sistem de procesare a imaginii cu noua retea sistonica LSI, p.94*

- *Aplicarea traductorului cu retea fazata de ultrasunete la controlul tevilor, p. 101*

SUSCEPTIBILITATEA OTELULUI INOXIDABIL 18Cr/10Ni LA COROZIUNE INTERCRISTALINA

Conf. dr. ing. Teodora Badea
Conf. dr. ing. Maria Nicola
Ing. Gabriela Ciura
ing. F. Badea
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.: 620.196.2

Lucrarea studiaza tendinta la coroziune intercristalina a otelului inoxidabil 18Cr/10Ni in functie de regimul de tratament termic aplicat. Metodele utilizate au fost testul standardizat Huey si metoda reactivarii potentiodinamice (RAPD). Otelul inoxidabil 18Cr/10Ni este susceptibil la coroziune intercristalina in toate variantele de tratament termic, cu exceptia celui de calire (1050^0C/apa). Sensibilizarea cea mai ridicata corespunde temperaturii critice de 750^0C cu racire lenta in aer.

Introducere

Fenomenul de coroziune intercristalina a otelurilor inoxidabile austenitice este in general atribuit prezentei carburilor de fier si crom la limita dintre cristale. Acest tip de coroziune a fost observat la multe tipuri de oteluri si este deosebit de sever atunci cind otelul este tratat in domeniul de sensibilizare 450- 900^0C, urmat de o solutie de calire [1].

Metodele standard (testul Strauss si testul Huey), de determinare a susceptibilitatii otelurilor austenitice la coroziune intercristalina, necesita cercetari distructive si de lunga durata, in timp ce metodele bazate pe masuratori electrochimice sint nedistructive si rapide [2] [8]. In ultimii ani este folosita tot mai mult metoda electrochimica a reactivarii potentiodinamice (RAPD), care permite si o evaluare cantitativa a susceptibilitatii otelurilor inoxidabile austenitice la coroziune intercristalina [7],[8].

Metoda RAPD se bazeaza pe analiza curbelor potentiodinamice trasate in directia catodica nemijlocit dupa polarizarea anodica. Daca materialul se caracterizeaza prin prezenta zonelor de granita saracite in crom, atunci pe curba potentiodinamica trasata in directie catodica trebuie sa apara un maxim al curentului anodic - ce corespunde dizolvarii active a zonelor de granita.

In cazul materialelor care nu prezinta tendinta la coroziune intercristalina, acest maxim lipseste sau este foarte mic in comparatie cu maximumul curbei de pasivare. Astfel, in calitate de parametru al susceptibilitatii materialului la coroziune intercristalina se foloseste raportul Q_a/Q_p, unde Q_a este aria picului in sens catodic si Q_p este aria picului activarii pe curba potentiodinamica anodica.

Conform rezultatelor lui Nazarov s.a. [7], un raport $Q_a/Q_p > 0,1\%$ corespunde materialelor sensibile la coroziune intercristalina, pe cind un raport mai mic indica materiale insensibile.

In lucrarea prezenta s-a studiat susceptibilitatea la coroziune intercristalina a otelului inoxidabil 18Cr/10Ni supus la diferite regimuri de tratament termic, folosind metoda standard Huey si metoda RAPD.

Procedeu experimental

Cercetarile au fost efectuate pe probe de otel inoxidabil 18Cr/10Ni (0,04%C; 0,33% Si; 0,03% P, 0,98% Mn; 0,21% N, 18%Cr; 10% Ni) supus la variabilele de tratament din tabelul 1.

Indepartarea oxizilor, rezultati in urma tratamentului termic, de pe suprafata probelor s-a efectuat prin decapare chimica in urmatoarele conditii: solutie - 30 g/l NaCl, 30 g/l $Na_2Cr_2O_7$, 30 g/l $NaNO_3$, 100 cm^3 N_2SO_4(ρ = 1,84 g/cm3), 900 cm^3 apa distilata, temperatura 60^0C, durata de mentinere 10-20 minute. Probele folosite in testele chimice nu au fost prelucrate suplimentar dupa decapare, pe cind cele folosite in determinarile electrochimice au

fost lustruite mecanic cu hirtie metalografica 3/0, degresate in tetraclorura de carbon la 50^{0}C si decapate intr- o solutie constind din 15% HNO_3 si 2% HF (in volume) la 60^{0}C, timp de 5 minute.

Chimic s-a determinat rezistenta la coroziune intercristalina in conformitate cu prevederile STAS 7114/80 prin metoda Huey, care consta in determinarea vitezei

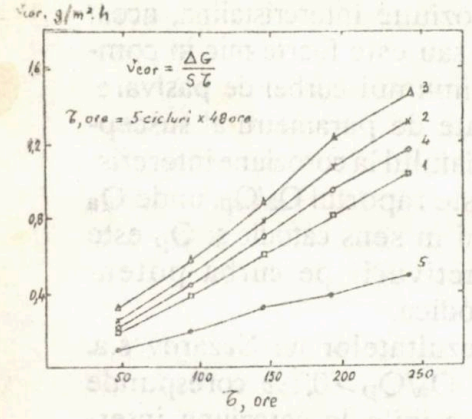


Fig. 1

Dependenta de timp a vitezei de coroziune pentru otelul inoxidabil 18/10 (test Huey), in functie de tratamentul termic:
18/10 stainless steel corrosion rate dependence on time for various heat treatments:
1 - 1050^{0}C + 650^{0}C/30'/apa - 1050^{0}C + 650^{0}C/30'/water;
2 - 1050^{0}C + 750^{0}C/30'/apa - 1050^{0}C + 750^{0}C/30'/water;
3 - 1050^{0}C + 750^{0}C/30'/aer - 1050^{0}C + 750^{0}C/30'/air
4 - 1050^{0}C + 850^{0}C/30'/apa - 1050^{0}C + 800^{0}C/30'/water
5 - 1050^{0}C /30'/apa - 1050^{0}C/30'/water

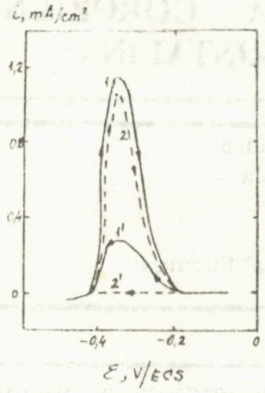


Fig. 2

Curbe de polarizare potentiodinamica in sens anodic-catodic in solutie 1 N H_2SO_4 + 0,01 N KSCN, la 30^{0}C, pentru otel inoxidabil 18Cr/10Ni supus tratamentului termic:
1 - 1' : 1050^{0}C + 650^{0}C/30'/apa ;
2 - 2' : 1050^0 C /30'/apa ;
Anode-cathode potentiodynamic diagram in 1 M H_2SO_4 + 0,01 M KSCN solution for 18Cr/10Ni stainless steel after heat treatment:
1 - 1' : 1050^{0}C + 650^{0}C/30'/water
2 - 2' : 1050^{0}C/30'/water

Tabelul 1.

Regimul de tratament termic - Heat treatment

Nr. crt.	Temperatura[X] ^{0}C	Timpul de mentinere, min	Modul de racire	Observatii
1.	650	30	apa	Regim critic de sensibilizare calire
2.	750	30	apa	
3.	750	30	apa	
4.	850	30	apa	
5.	1050	30	apa	

[X] Temperatura de sensibilizare a fost aplicata probelor de otel calite, conform pozitiei 5

de coroziune (g/m^{2}h) in urma expunerii probelor in 65% HNO_3 la fierbere timp de 5 cicluri a 48 ore cu determinarea pierderilor in greutate dupa fiecare ciclu.

Masuratorile electrochimice au fost efectuate cu potentiostatul PRINCETON M 173 echipat cu generator RADELKIS VLF si un inregistrator X-Y ENDIM 620-02. Celula de polarizatie avea spatiile anodic si catodic separate printr-o frita poroasa. Electrodul de lucru confectionat din materialul de studiat avea suprafata de 0,5 cm^2, iar contraelectrodul era din platina, cu suprafata de 3 cm^2. Ca electrod de referinta s-a folosit electrodul de calomel saturat (ECS), fata de care sint raportate potentialele in lucrare.

Solutia de studiu a fost preparata din reactivi chimic puri si a constat in: 1 N H_2SO_4 + 0,01 N KSCN. Regimul de lucru a fost urmatorul: temperatura 30^0 C, viteza de baleiere a potentialului $d\varepsilon/d\tau$ = 2,5 mV/s, polarizare catodica initiala la ε_i = -0,5 V/ECS timp de 3 min., polarizare anodica potentiodinamica pina la ε_f = +0,3 V/ECS si intoarcere potentiodinamica pina la ε_i[7].

Rezultate experimentale

Teste chimice. In figura 1 este prezentata variatia in timp a vitezei de coroziune a otelului inoxidabil 18/10, in diverse variante de tratament termic, in solutie 65% HNO_3 la fierbere. Vitezele de coroziune cresc in timp, in toate cazurile, prezentind dupa 240 ore de expunere la coroziune valori cuprinse intre 1,025 g/m^{2}h si 1,450 g/m^{2}h pentru otelul tratat termic in regim de sensibilizare (650-850^0 C) si sub 0,5 g/m^{2}h pentru otelul in stare calita (1050^0 C / 30 / apa rece).

Toate probele sensibilizate au prezentat fisuri la indoire la 90^0 dupa expunere la coroziune, ceea ce indica atac intercristalin, in timp ce probele calite nu au prezentat nici o fisura.

Teste electrochimice. In figura 2 sint prezentate curbele de polarizare potentiodinamica dus-intors ale otelului inoxidabil 18Cr/10Ni, tratat termic la 650^0C timp de 30 min., cu racire in apa (curbele 1-1') si pentru otelul tratat termic la 1050^0 /30 min./apa (curbele 2-2').

Prezenta picului anodic pe curba potentiodinamica in sens catodic (curba 1') in

Tabelul 2. Parametrii electrochimici ce caracterizeaza otelul inoxidabil 18Cr/10 Ni in solutie 1 N H_2SO_4 +0,01 N KSCN la 30^0 C

Electrochemical parameters of 18 Cr 10 Ni stainless steel in 1N H_2SO_4 + 0,01N KSCN at 30^0C

Nr.$^{x)}$ crt.	cor$^{xx)}$ V/ECS	$i_{max,p}$ $\mu A/cm^2$	ε_p V/ECS	$i_{max,a}$ $\mu A/cm^2$	Q_p mC/cm^2	Q_a mC/cm^2
1.	- 0,423	1180	- 0,360	255	389,5	74
2.	- 0,429	1430	- 0,360	287	494	102
3.	- 0,433	1710	- 0,360	342	881	214
4.	- 0,415	1160	- 0,360	251	283	48
5.	- 0,405	1095	- 0,360	-	278	-

x) Numarul corespunde regimului de tratament termic din tabelul 1.

xx) - potentialul de coroziune stabilit dupa 10 minute de la intreruperea tratamentului catodic la -0,700 V/ECS/

Tabelul 3. Viteza de coroziune v si raportul Qa/Qp ale otelului inoxidabil 18Cr/10 Ni supus unor variante de tratament termic

Corrosion speed, v, and Qa/Qp ratio for 18 Cr10 Ni stainless steel for various heat treatments

Tratament termic	Metoda Huey		Q_a/Q_p	Observatii
	v, g/m^{2}h	Fisuri la indoire la 90^0		
650^0 C/30'/apa	1,150	da	0,19	Coroziune intercristalina
750^0C/30'/apa	1,275	da	0,207	Coroziune intercristalina
750^0C/30'/aer	1,450	da	0,243	Coroziune intercristalina
850^0C/30'/apa	1,025	da	0,17	Coroziune intercristalina
1050^0C/30'/apa	0,495	nu	-	

cazul otelului tratat la 650^0 C/30 min/racit in apa il indica a fi susceptibil la coroziune intercristalina, in timp ce in cazul otelului in stare calita (1050^0 C /30 min/apa) curba 2' - absenta picului anodic pledeaza pentru lipsa tendintei la coroziune intercristalina, asa cum era de asteptat, stiut fiind ca acest tratament este unul de omogenizare care asigura cresterea continutului in crom in zonele adiacente limitei dintre cristale [1].

Curbe similare de polarizare potentiodinamica dus-intors (anodic- catodic) au fost trasate pentru otelul inoxidabil 18Cr/10Ni supus la toate variantele de tratament termic prezentate in tabelul 1.

O sinteza a parametrilor electrochimici ce caracterizeaza otelul inoxidabil austenitic 18Cr/10Ni in functie de tratamentul termic aplicat este prezentata in tabelul 2. Conform acestor date regimul de prelucrare termica influenteaza slab valorile potentialelor caracteristice - acestea variind in limita a 30 mV - precum si asupra curentilor de dizolvare in stare pasiva, i_p.

Regimul termic de prelucrare influenteaza sensibil valorile curentilor maximi, atit pe curba trasata in sens anodic cit si pe cea intors. Astfel, valoarea cea mai scazuta a densitatii curentului maxim, pe curba de pasivare ($i_{max,p}$), corespunde starii calite (1050^0 C,30' ,apa) si cele mai ridicate se obtin pentru temperatura de 750^0C. Pentru aceeasi temperatura, 750^0C, valoarea $i_{max,p}$ depinde si de viteza de racire. Racirea mai lenta in aer a determinat o valoare $i_{max,p}$ = 1710 μ A/cm^2, mai mare decit valoarea corespunzatoare racirii in apa 1430 μA/cm^2.

De asemenea, curentii maximi pe curba potentiodinamica trasata in sens catodic, $i_{max,a}$, sint dependenti de regimul termic, prezentind o variatie similara celor de pe curba de pasivare. Pentru otelul calit (1050^0 C,30',apa), pe curba intors nu apare maximumul corespunzator reactivarii potentiodinamice, ceea ce caracterizeaza un material fara precipitare de carburi.

Masuratorile experimentale au permis de asemenea determinarea directa cu ajutorul potentiostatului a incarcarii pasive, Q_p - mC/cm^2, si a incarcarii reactivarii, Q_a - mC/cm^2. Drept parametru al tendintei la coroziune intercristalina a servit raportul Q_a/Q_p, care indica o susceptibilitate cu atit mai mare cu cit valoarea lui este mai mare, peste valoarea critica de 0,12 , dedusa de Nazarov s.a. [7].

In tabelul 3 sint prezentate valorile Q_p, Q_a, si Q_a/Q_p, precum si vitezele de coroziune deduse in urma testului Huey dupa 240 ore de expunere la coroziune.

Raportul Q_a/Q_p este mai mare de 0,12 pentru toate variantele de regim termic, cu exceptia celui de calire (1050^0C,30', apa). Valoarea maxima a raportului se obtine la temperatura de 750^0C si este superioara pentru varianta de racire in aer fata de apa, indicind aceasta temperatura ca cea mai periculoasa pentru sensibilizarea otelului inoxidabil 18Cr/10Ni la coroziune intercristalina.

De asemenea, vitezele de coroziune determinate in urma testului Huey urmeaza o dependenta similara de regimul de tratament termic, indicind o buna concordanta a rezultatelor obtinute prin cele doua metode.

Concluzii

Otelul inoxidabil austenitic 18Cr/10Ni prezinta o sensibilitate ridicata la coroziune in urma tratamentului termic la temperaturi cuprinse in intervalul 650 - 850^0C.

Sensibilitatea la coroziune intercristalina a fost determinata de precipitarea continua pe limita cristalelor a carburilor de crom si fier si a fost pusa in evidenta atit de rezultatele testelor chimice cit si de cele electrochimice. Continutul relativ ridicat de carbon (0,04%) si lipsa altor elemente avide de carbon din compozitia aliajului au favorizat precipitarea carburilor de crom, proces care a depins, astfel, numai de difuzia cromului spre zona de precipitare - spatiile intercristaline.

Difuzia cromului creste o data cu temperatura, ceea ce explica diferenta de

sensibilizare dintre structurile realizate prin tratamentul termic la 650 si 750^{0}C, cu mentinere 30 min. si racire in apa.

Cresterea nivelului sensibilizarii ca urmare a racirii lente in aer este explicabila prin cresterea timpului global de mentinere in zona critica de temperatura, avind repercusiüni directe asupra cresterii cantitative a precipitarilor de crom.

La temperaturi mai ridicate de 750^{0}C, datorita cresterii vitezei globale de difuziune a cromului exista posibilitatea unei omogenizari in zona de granita si, deci, si diminuarea sensibilizarii ceea ce explica susceptibilitatea mai redusa la coroziune intercristalina a otelului inoxidabil 18Cr/10Ni la temperatura de 850^0 C.

Otelul in stare calita, 1050^{0}C/31'/apa, nu prezinta tendinta la coroziune intercristalina, fapt determinat, desigur, de lipsa zonelor saracite in crom, la limita dintre cristale. De altfel, acest regim de tratament termic este indicat pentru evitarea coroziunii intercristaline a otelurilor inoxidabile austenitice [1], deoarece permite dizolvarea tuturor carburilor de crom si anularea completa a decromizarii limitelor cristalelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Joshi A. si Stein D. F. - *Corrosion*, nr.9,p.321,1972.

[2] Clarke W. si Carlson. D. - *Corrosion, 35*, nr.2,p.91,1972.

[3] Cigal V. - Corres. *Sci., 20*, nr.6,p.737,1980.

[4] Berelle A. - *Werks.und Kerres., 32*, nr.8,p.332, 1981.

[5] Bosel K. - *Rust.Prew.and Cintrel.* 28, nr.4,p.4,1984.

[6] Azar P. - *Corresion*, 40, nr.8,p.393, 1984.

[7] Nazarov A.A. s.a. - *Zascita metallov*, XXII, nr.4, p.650,1986.

[8] Nazarov A.A. s.a. - *Zascita metallov*, XXII, nr.5,p.761,1986

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA; 1992, NR.11

- *Reducerea contractiei aliajelor de Al cu continut ridicat de Zn prin cresterea continutului de Cu, p.765*

- *Evaluarea materialului de fonta nodulara cu pereti grosi prin analiza de zgomot Barkhausen, p.773*

- *Comportarea la dizolvare a aliajului sferoidizant in camera de reactie a procesului de turnare in forma, p.781*

- *Citeva proprietati ale fontei nodulare turnate produse prin procesul Inmold, p.787*

- *Formarea porilor gazosi prin descompunerea termica a modelului, datorata vitezei de umplere cu fonta topita in procesul de turnare cu model gazificabil, p.794*

- *Efectul particulelor fine de grafit precipitat asupra proprietatilor la tractiune si rezilienta ale unei fonte p.801*

- *Modificarea presiunii si temperaturii metalului topit in cavitatea matritei la turnarea sub presiune p.806*

- *Unele date referitoare la cuptorul rotativ cu arzatoare oxigaz pentru elaborarea fontei de turnatorie, p.812*

- *Curs: Conceptul de baza al elaborarii in cubilou, p.823*

CERCETARI PRIVIND OBTINEREA PLACILOR POROASE DIN PULBERI DE NICHEL-CARBONIL

Conf. dr. ing. I. Vida-Simiti
Cerc. st. dr. ing. I. Magyarosy
Cerc. st. pr. ing. E. Abrudan
Universitatea Tehnica din Cluj-Napoca

C. Z. : 621.979

Placile poroase de nichel sunt utilizate ca electrozi in constructia acumulatoarelor de curent electric. Principalele conditii pe care trebuie sa le indeplineasca electrozii porosi sunt: porozitatea corespunzatoare suficient de ridicata pentru a asigura o suprafata activa mare a structurii, repartitia uniforma a marimii porilor si a permeabilitatii in toata masa placii. Aceste conditii concura la asigurarea unei capacitati de functionare ridicate privind intensificarea

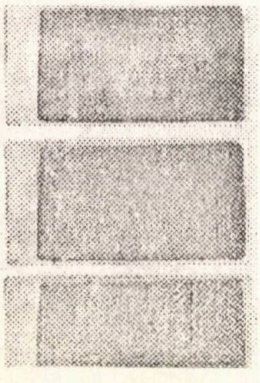


Fig. 1
Imagini ale placii poroase de nichel pe plasa-suport
Images of the porosis plate on net support

Fig. 2
Macrostructura aglomeratului pulberii de Ni -carbonil
Ni-Carbonyl powder sinter macrostructure

proceselor electrochimice de incarcare - descarcare si cresterea densitatii de curent. Placile poroase din pulberi de nichel - carbonil sinterizate functioneaza la densitati de curent de ordinul a 100 mA/cm^2 [1],[2].

Fabricarea placilor poroase pentru acumulatoare consta din sinterizarea unui strat de pulbere presarata liber si netezita pe o tesatura - suport din sirma de nichel avind caracteristici dimensionale corespunzatoare.

Plasa - suport asigura forma si rezistenta mecanica necesare placii poroase sinterizate.

Cercetarile au fost efectuate utilizind pulbere de nichel indigena (elaborata la Institutul de Chimie din Cluj-Napoca) obtinuta prin descompunerea termica a carbonilului Ni(CO)$_4$ si pulbere INCO (import), pentru comparatie. Pulberile obtinute sunt sub forma de aglomerate foarte fine, al caror diametru nu depaseste trei microni. Aglomeratele sunt formate dintr-o retea spatiala fibrilara (vata de nichel) amestecata cu o masa pulverulenta compusa din particule sferoidale (aglomerate spongioase - fig. 2).

Raportul cantitativ in care se afla cele doua structuri depinde de conditiile de obtinere a pulberii si determina proprietatile fizice si tehnologice ale acestora. Aglomeratele au suprafata buretoasa cu aspect de "zmeura" sau "mura", cu particule sferice la suprafata, ceea ce le confera o valoare ridicata a suprafetei specifice.

Aceasta structura asigura o porozitate foarte ridicata dupa sinterizare, dar influenteaza negativ proprietatile tehnologice ale pulberii:

- fluiditate redusa;
- trecere greoaie prin site, la cernere;
- dificultati la presararea si netezirea pulberii in cavitatea matritei;
- dispunerea neuniforma a pulberii in ochiurile plasei - suport;
- contractii mari la sinterizare (la temperaturi de sinterizare peste 750° C), ceea ce determina sinterizarea slaba a pulberii la plasa - suport si aparitia fisurilor in stratul sinterizat (fig. 3), compromitind structura poroasa fina a placii;
- repartitie neuniforma a porilor in placa

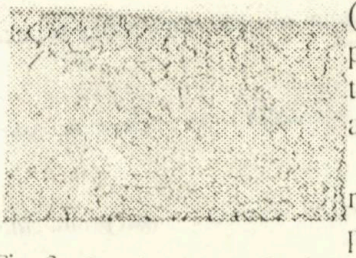


Fig. 3 Placa sinterizata cu fisuri
Cracked sintered plate

poroasa sinterizata.

Toate aceste aspecte determina un efect negativ asupra caracteristicilor functionale impuse placilor de acumulatori.

Probele din pulbere INCO nu au prezentat contractii insemnate nici la temperatura de sinterizare de 850^0 C.

Sinterizarea pulberii de Ni carbonil indigene la temperaturi mai scazute (700 - 750^0 C) reduce pericolul aparitiei fisurilor, dar micsoreaza gradul de sinterizare, respectiv aderenta stratului de pulbere sinterizat la sirmele tesaturii, ceea ce determina in final desprinderea acestora dupa un numar de 30 - 40 cicluri de incarcare - descarcare.

Se constata deci ca pulberea primara de nichel obtinut in urma descompunerii termice a carbonilului este o pulbere foarte fina, foarte activa, producind contractii mult mai mari la sinterizare decit pulberile tip INCO, avind ca efect principal aparitia fisurilor in placile poroase sinterizate.

Eliminarea aparitiei fisurilor se poate realiza numai cu pulberi care provoaca prin sinterizare contractii mici. Se impune deci necesitatea imbunatatirii proprietatilor tehnologice ale pulberilor in scopul realizarii unor placi poroase de nichel de calitate corespunzatoare.

S-a incercat cu bune rezultate aplicarea unui tratament termochimic in hidrogen a pulberii de nichel - carbonil, respectiv un proces de presinterizare avind ca efect aglomerarea (fig. 4) particulelor fine prin care se preia o mare parte din contractii. Dupa macinarea aglomeratelor de pulberi in urma tratamentului termochimic aplicat se obtine o pulbere mai putin activa la sinterizare.

Pentru studiul influentei temperaturii tratamentului termochimic s-au efectuat experimentari in domeniul 200 - 500^0 C, din 50 in 50^0 C. Peste 600^0 C presinterizarea este prea avansata si nu permite remacinarea corespunzatoare a aglomeratelor.

Densitatea probelor sinterizate creste o data cu cresterea densitatii aparente a pulberii initiale la toate temperaturile aplicate la tratamentul termochimic. La cresterea densitatii aparente a pulberii initiale aglomerate prin tratamentul termochimic,

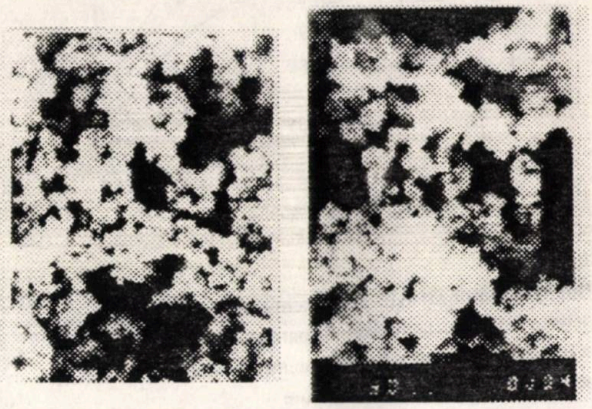


Fig. 4 a) b)

Pulbere de Ni - carbonil aglomerata prin tratament termochimic la 450^0 C (a) si pulbere INCO (b) SEMX 3000

Thermochemically treated sintered (a) Ni-Carbonil powder (450^0C) and (b) INCO powder; SEM X3000

scade porozitatea probelor sinterizate, dar se reduce si valoarea contractiilor, la toate temperaturile tratamentului termochimic.

Contractia la sinterizare scade brusc la pulberile tratate cu temperaturi de peste 350 - 400° C, ajungind la 450° C la valori ale contractiilor similare cu cele ale pulberii INCO (fig. 5).

Densitatea probelor sinterizate scade la cresterea temperaturii aplicate la tratamentul termochimic, deci porozitatea lor creste, atingind la 350 - 400^0C valorile determinate pentru probele din pulbere INCO (fig. 6).

Tratamentul termic in atmosfera de hidrogen uscat (punct de roua -40^0C) se va aplica deci la o temperatura de 400 - 450^0C.

In cursul acestui tratament se imbunatateste si compozitia chimica, reducindu-se continutul de oxigen si carbon al pulberii in urma reactiilor:

$$NiO + H_2 \rightarrow Ni + H_2O$$

$$C + 2H_2 \rightarrow CH_4$$

$$NiO + C \rightarrow Ni + CO$$

Gradul de aglomerare a pulberii poate fi dirijat prin alegerea corespunzatoare a temperaturii tratamentului termochimic.

Sinterizarea sub forma de placi la temperaturi de sinterizare intre 750 si 950^0C (dupa necesitati) a pulberii de nichel

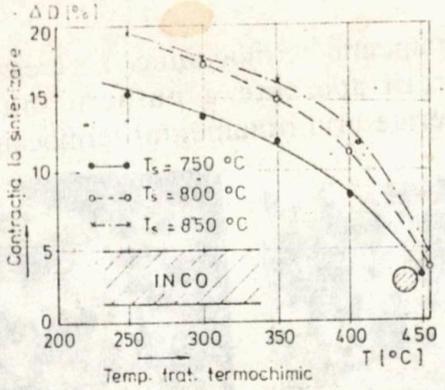


Fig. 5

Influenta temperaturii tratamentului termochimic si a temperaturii de sinterizare asupra contractiei

The influence on contraction of the thermochemical treatment temperature and sintering temperature

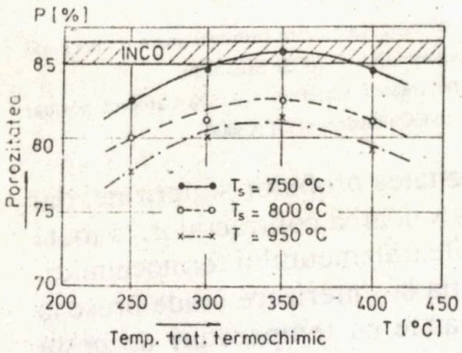


Fig. 6

Influenta temperaturii tratamentului termochimic si a temperaturii de sinterizare asupra porozitatii

The influence on porosity of the thermochemical treatment temperature and sintering temperature

- carbonil aglomerate prin tratamentul termochimic in hidrogen (t = 350 - 400°C) asigura produse cu porozitati apropiate sau mai mari de 80%, nedeformate si fara fisuri, cu aderenta corespunzatoare la plasa - suport si cu structura optima (fig. 7), apropiata de structura placilor din pulbere INCO.

In urma studiilor si cercetarilor efectuate, se prezinta itinerarul procesului tehnologic de fabricare a placilor poroase pentru acumulatori din pulberi de Ni carbonil:

- Amestecarea si omogenizarea loturilor de pulberi fine obtinute prin descompunerea termica a carbonilului de nichel (pulbere de nichel - carbonil).

- Tratamentul termochimic al pulberii fine de Ni - carbonil primare: T = 450°C; timpul de mentinere = 30 min; atmosfera de hidrogen uscat (punct de roua - 40°C).

- Macinarea pulberii tratate (aglomerate) in mori cu role, cu regim usor.

- Sortarea prin cernere.

- Depunerea prin presarare a pulberii pe tesatura - suport de nichel.

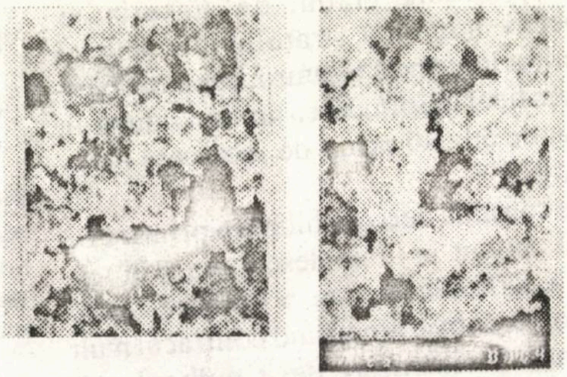


Fig. 7 a) b)

Structura placii poroase sinterizate la 950°C (a-din pulbere tratata termochimic la 450°C,b-din pulbere INCO) SEMX2600

Sintered plate structure at 950°C (a-of thermochemically treated powder at 450°C,b-of INCO powder)SEMX 2600

- Sinterizarea la 800 - 950°C, dupa necesitati, in atmosfera de hidrogen uscat, timp de 30 min.

- Operatii suplimentare: - debitarea si indreptarea la dimensiuni a marginilor placii sinterizate; - compactizarea marginilor (prin presare in matrita) in vederea lipirii.

Tehnologia prezentata a dus la realizarea unor placi poroase cu proprietati corespunzatoare utilizate ca electrozi in constructia acumulatoarelor electrice.

BIBLIOGRAFIE

[1.] **V i d a - S i m i t i I., M a g y a r o s y I.,** *Materiale poroase permeabile sinterizate.* OID-ICM Bucuresti, 1992

[2.] **V i t i j a z P. A., s.a.** *Poristye poroskovye materialy i izdelija iz nih.* Minsk, 1987, 162, p.29.

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND CAPACITATEA DE BAINITIZARE IZOTERMA A UNOR FONTE CU GRAFIT NODULAR SLAB ALIATE

Prof. dr. ing. N. Popescu,
s. l. ing. C. Alexandru
Univ. "Politehnica" Bucuresti

Ing. Adina Kroner ,
ing. S. Vasile
SC MASTER S. A. Bucuresti

C. Z. : 669.131.7

In lucrare se prezinta modul in care principiile de determinare a capacitatii de bainitizare izoterma (bainitibilitatea izoterma) a fontelor cu grafit s-au aplicat in cazul a doua fonte cu grafit nodular, slab aliate, din sistemele de aliere Cu-Ni si Ni-Mo.

Materiale si metodica de cercetare

In tabelul 1 se prezinta compozitiile chimice ale celor doua fonte cercetate precum si caracteristicile structurale si mecanice in stare turnata.

Probele Jominy au fost austenitizate prin incalzire protejata in cutii cu carbune de lemn, in conditiile $T_A = 880^0C$ si $t_A =$ 1h (din momentul introducerii in cuptorul deja incalzit) si au fost racite frontal la o instalatie specializata. Dupa racire, pe fiecare proba s-au polizat si lustruit cite doua fisii longitudinale pe care s-au efectuat masuratori de duritate prin metodele Rockwell (HRC) si Vickers (HV_{30}). Pe aceleasi fisii s-au facut analize metalografice prin microscopie optica si determinari de microduritate.

Tabelul 1

Compozitiile chimice si caracteristicile structurale si mecanice in stare turnata ale fontelor cercetate
Chemical analysis, structural and mechanical features of investigated as cast iron

Fonta	Compozitie chimica %									Caracteristici structurale				Caracteristici mecanice			
	C	Si	Mn	S	P	Mg	Cu	Ni	Mo	Nodulizare, %	Noduli, mm^2	Perlita %	Ferita %	Rm, MPa	$R_{p0,2}$, MPa	A,%	HB
A	3,54	2,45	0,28	0,012	0,039	0,056	0,42	1,03	-	>90	125	>90	<10	830	-	3,0	285
B	3,73	2,31	0,33	0,010	0,042	0,059	-	1,16	0,28	>90	150	>90	<10	825	-	2,8	285

Elaborarea fontelor s-a facut intr-un cuptor cu inductie, cu incarcatura de baza de 60 kg, constituita in principal din fonta sintetica de inalta puritate FSIP - 2 - 125, STAS E 12 592 - 87, cu adaos corespunzator de fier tehnic pur, Nodulin 2, Modifin 3, Fe-Si 45 si componente de aliere (feromolibden, nichel si cupru). Desulfurarea s-a realizat cu adaos de 2% carbid.

Din fiecare sarja s-au turnat probe ϕ 25x250 pentru efectuarea de incercari de tratament termic si incercari mecanice de tractiune, rezilienta si oboseala, precum si probele Jominy utilizate in prezenta lucrare.

Rezultate si discutii

Rezultatele masuratorilor de duritate sint prezentate in tabelul 2 si grafic - prin curbele de calibilitate din figura 1 a si b.

Din figura 1 se constata ca inflexiunile pe curbele de calibilitate corespunzatoare, de regula, formarii structurii semimartensitice se pun in evidenta mai usor prin determinarile Rockwell C si corespund valorii orientative de 48 HRC ($475HV_{30}$) pentru ambele fonte. Aceasta duritate corespunde la J_{50M} = 18 mm pentru fonta CuNi si J_{50M} = 25 mm pentru fonta NiMo, ceea ce arata ca fonta NiMo are calibilitate mai mare

Tabelul 2

Duritatea in l ungul probelor Jominy dupa austenitizare (T_A = 880^{0}C; t_A = 1h) si racire frontala
Jominy sample cross section hardness after austempering (T_A = 880^{0}C; t_A = 1h) and endcooling

Fonta	d,mm	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	25	30	35	40	45	50	60	70
A	HRC	60	58	57	56	55	52	50	50	49	45	38	33	30	29	28	27	28	28
	HV_{30}	712	675	618	601	601	543	525	511	511	455	386	315	301	287	275	275	282	275
B	HRC	62	61	60	59	58	59	58	55	55	52	47	41	38	36	33	32	30	30
	HV_{30}	763	748	712	675	662	654	671	612	601	548	477	408	375	359	332	315	298	301

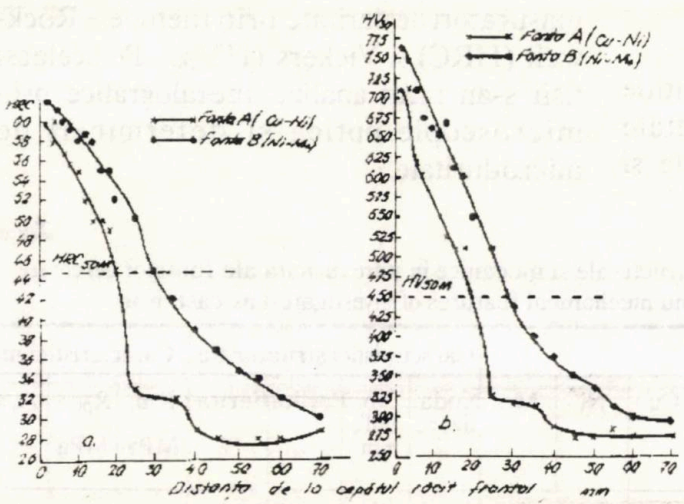


Fig. 1

a) b)

Curbele de calibilitate ale sarjelor cercetate, determinate prin masuratori de duritate HRC(a) si HV_{30} (b)

Hardenability diagrams for investigated heats, found by HRC (a) and HV_{30}(b) hardness measurements

decit fonta CuNi, diametrele critice la calirea in ulei cu H_{cel} = 0.5 fiind $D_{50M} \approx 60$ mm (pentru fonta CuNi), respectiv $D_{50M} \approx$ 75 mm (pentru fonta NiMo).

In vederea determinarii capacitatii de bainitizare s-a procedat la o analiza metalografica detaliata, care a pus in evidenta si unele aspecte mai putin analizate in literatura de specialitate, in legatura cu transformarile anizoterme ale austenitei subracite din fontele cu grafit slab aliate.

Astfel, in imediata apropiere a capatului racit frontal la distante de 1-2 mm care corespund unor viteze de racire medii la peste 200 ^{o}C/s in ambele fonte microstructura masei metalice este foarte neuniforma, fiind formata preponderent din martensita criptocristalina neomogena (nuantat atacata in interiorul aceleeasi celule eutectice), in care sint incluse formatiuni izolate sau grupate dintr-un constituent de culoare alba. Formatiunile mentionate sint distribuite prefential la limita celulelor eutectice, iar culoarea si forma lor este caracteristica unui compus definit.

Masuratorile de microduritate pe aceste formatiuni au dat valori de 840 - 1720 $HV_{0,04}$ la fonta CuNi si de 890 - 2280 $HV_{0,04}$ la fonta NiMo, caracteristice pentru carburi (cementita simpla sau aliata cu Mn, eventual Mo).

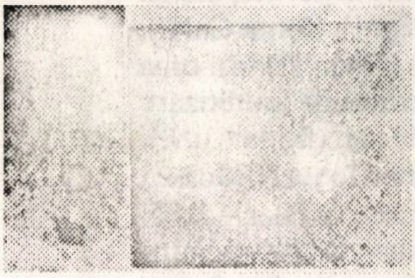
Prezenta carburilor intercelulare nu s-ar putea explica decit fie prin provenienta lor din procesul de solidificare, ca urmare a segregarii preferentiale a elementelor carburigene (Mo,Mn) in ultimele portiuni de lichid solidificat si a fapului ca nu s-au dizolvat in cursul austenitizarii, fie prin aparitia lor in procesul de austenitizare si de racire rapida, in cursul racirii frontale. Ele apar si

Carburi dispuse intercelular, pe fond de martensita criptocristalina (probabil cu austenita reziduala).
Grafit nodular si partial degenerat sau vermicular.
Sipci de ferita bainitica izolata.
Porozitati intercelulare grupate

Jd = 5mm
58 HRC x250

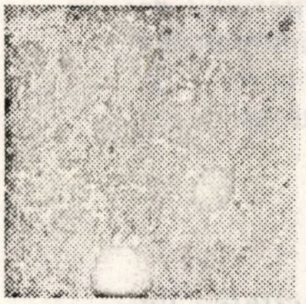
Disparitie carburi intercelulare.
Pe fondul de martensita criptocristalina apar sipci de ferita bainitica(cca 2-3%), dintre care unele au tendinta de dispunere la limitele fostilor graunti de austenita.
Grafit nodular asociat cu grafit degenerat sau vermicular

Jd = 18 mm
44 HRC



Accentuare aparitie ferita bainitica in sipci izolate si in snopi si aparitie colonii perlitice, pe fondul de martensita cripto-cristalina (probabil cu austenita reziduala)

x250 x500
Jd = 22 mm; 42HRC



Masa de baza practic complet perlitica, cu inceput de aparitie a feritei in retea fina in jurul fostilor graunti de austenita.
Apar si doua zone intercelulare de culoare mai deschisa, care pot fi de perlita mai fina.

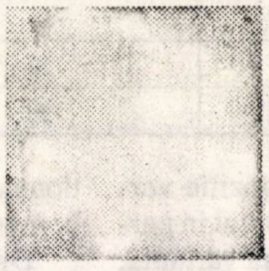
Jd = 30 mm
32 HRC x 500

Fig. 2

Microstructuri caracteristice pe lungimea probei Jominy turnate din fonta A (CuNi)
Standard longitudinal section microstructure in Jominy test pieces of A cast iron (CuNi)

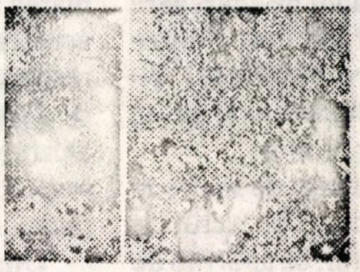
Carburi alungite,dispuse intercelular, pe fond de martensita criptocristalina(probabil, cu austenita reziduala).
Grafit nodular si degenerat sau vermicular.
Sipci de ferita bainitica izolate.Porozitate intercelulara generalizata

Jd = 12 mm
58 HRC x250



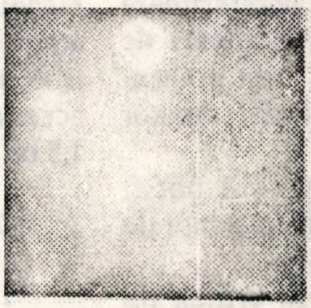
Disparitia carburilor intercelulare. Pe fondul de martensita criptocristalina puternic neomogena apar sipci si snopi de ferita bainitica(cca. 3-5%).
Grafit nodular asociat cu grafit degenerat

Jd = 25 mm
50 HRC x 250



Cresterea proportiei de ferita bainitica in snopi, iar in jurul nodulelor de grafit incepe sa apara perlita asociata cu ferita normala, pe fond de martensita criptocristalina probabil cu austenita reziduala)

x250 x500
Jd = 30mm; 44HRC



Masa de baza perlitica, puternic neomogena(mai fina in zonele intercelulare, in care se observa si aglomerari de porozitati).
Inceput de aparitie a feritei in masa de za si in formatiuni idioforme in jurul aglomerarilor de grafit

Jd = 40 mm
38 HRC x 250

Fig. 3

Microstructuri caracteristice pe lungimea probei Jominy turnate din fonta B (NiMo)
Standard longitudinal section microstructure in Jominy test pieces of B cast iron (NiMo)

la distante mai mari de capatul calit, dar tendinta este de eliminare a proportiei si a marimii lor, pe masura departarii de capatul racit frontal. Faptul ca aceste carburi dispar practic la distante de 15-18 mm la fonta CuNi si la distante de 20-25 mm la fonta NiMo s-ar putea explica in fiecare din cele doua variante de aparitie mentionate. In prima varianta explicatia ar consta in segregatia neuniforma pe inaltimea probei

Tabelul 3

Principalele modificari de microstructura pe lungimea probelor Jominy

Main cross section microstructural changes in Jominy samples

Modificarea de microstructura sau/si microstructura caracteristica	Distanta de la capatul calit, mm	
	Fonta CuNi	Fonta NiMo
Aparitia primelor formatiuni de ferita bainitica in interiorul celulelor eutectice	4 - 6	12 - 14
Disparitia carburilor intercelulare	16 - 18	24 - 26
Aparitia perlitei	20 - 22	30 - 32
Disparitia bainitei	28 - 30	40 - 45

Jominy (care a fost turnata in pozitie verticala cu capatul ulterior racit frontal in partea de jos a formei), iar in a doua varianta, explicatia ar consta in variatia vitezei de racire care a influentat gradul de segregare a austenitei de-a lungul probei. Pentru clarificare sint necesare verificari ulterioare, pe alte sarje de elaborare si pe un numar mai mare de probe Jominy.

Ca urmare a variatiei vitezei de racire in lungul probei Jominy microstructurile variaza in mod corespunzator, cu aparitie de constituenti de calire la distante mici de la capatul racit frontal si de constituenti normali la distante mai mari de acest capat. In tabelul 3 sint centralizate datele referitoare la cele mai semnificative modificari de microstructura, iar in figura 3 sint prezentate microstructurile caracteristice acestor modificari.

Datele din tabelul si figura 3 pot fi utilizate in scopul determinarii grosimii de bainitizare izoterma.

Daca se admite ca viteza critica de bainitizare este aceea care evita transformarea austenitei subracite in bainita, atunci - in conformitate cu distantele de aparitie a bainitei - fonta CuNi are $V_{CB} \approx 10^0$/s ceea ce duce la diametre critice de bainitizare izoterma d_{CB} = 15-20 mm (fonta CuNi), respectiv d_{CB} = 40-45 mm (fonta NiMo), la folosirea unei bai de sare cu intensitatea relativa de racire H_{rel} = 0,35 [1]. In cazul unor piese cu pereti de forme plate sau tubulare, grosimile de bainitizare izoterma sint de cca 1,6 ori mai mari decit cele mentionate anterior (h = 24-30 mm, respectiv h = 64-72 mm).

Daca se admite ca viteza critica de bainitizare este aceea care evita transformarea austenitei subracite in perlita, atunci aceasta scade la $V_{CP} \approx$ 8grd/s (fonta CuNi), respectiv V_{CP} = 5grd/s (fonta NiMo), ceea ce duce la diametrele critice de bainitizare anizoterma d_{CP} = 45-50 mm (fonta CuNi), respectiv d_{CP} = 2-75 mm (fonta NiMo), cu racire in aceeasi baie de sare cu H_{rel} = 0,35.

Din datele prezentate rezulta ca intre cele doua criterii diferentele sint foarte mari, criteriul de aparitie a bainitei fiind foarte sever, mai ales pentru fonta aliata cu nichel si cupru. Aplicarea criteriului de aparitie a perlitei face ca bainitibilitatea izoterma a fontei CuNi sa se apropie de aceea a fontei NiMo, dar sa fie totusi de cca 1,5 ori mai mica.

CONCLUZII

- S-a determinat capacitatea de bainitizare izoterma a doua fonte aliate, austenitizate la 880^0/1h, prin intermediul probei Jominy.

- In ambele tipuri de fonte (NiCu si NiMo), apar carburi intercelulare, in functie de distanta de la capatul racit frontal, a caror provenienta nu este clara si necesita cercetari ulterioare.

- Aplicarea celor doua criterii de determinare a diametrului critic de bainitizare izoterma arata ca ele duc la rezultate foarte

diferite, in special in ceea ce priveste fonta aliata cu nichel si cupru.

-Utilizind criteriul aparitiei perlitei, fonta aliata cu 1,3% Ni + 0,42% Cu poate fi utilizata la piese cu diametrul echivalent de maximum 50 mm, iar fonta aliata cu 1,16% Ni + 0,28% Mo la piese cu diametrul echivalent de maximum 75 mm.

BIBLIOGRAFIE

[1] N. P o p e s c u *Utilizarea probelor Jominy la determinarea capacitatii de bainitizare izoterma a fontelor cu grafit nodular* - Comunicare, Simpozionul National, Pitesti. 20-21 Noiembrie, 1992.

Simpozioane organizate de B. C. I. R. si F. M. J:

- 23 - 25 noiembrie 1993 si 7 - 9 noiembrie 1995, la **SINGAPORE** :

Elaborarea si prelucrarea metalelor in Asia

- 23 - 27 septembrie 1996, la Centrul national de expozitii din **Birmingham, Anglia**:

"INGINERIA METALELOR 1996"

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.6

- Piese turnate - anduranta redusa si calitate ridicata in productia industriala, anduranta mare si rabat la calitate in societatea umana, p.374

- Efectul siliciului la borurarea in pat fluidizat a fontei nodulare, p.376

- Efectul acoperirii cu pulberi asupra coeficientului de transfer termic al metalului topit in mansonul de injectie pe timpul turnarii sub presiune a aluminiului, p.381

- Rezistenta la tractiune si rezilienta fontei nodulare nitrurate cu ioni, p.388

- Comparatie a curbelor de temperatura in procesul de solidificare in forme cu miez la turnarea fontei si a aliajelor de Al, p.392

- Obiectul continutului de faza feritica in fonta cenusie de turnatorie asupra andurantei sculelor aschietoare ceramice armate cu fibre de SiC, p.397

- Realizarea unei noi masini finisoare pentru piese turnate din Al, p.403

- Metoda de analiza numerica pentru curgerea tranzitorie a lichidelor cu suprafata libera, p.410

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.7

- Modelare prin regula mixarii modulului de elasticitate si limitei de curgere a fontei nodulare, p.439

- Pori si influenta lor asupra rezistentei la uzura a compozitelor cu pelicule de Al-Si-alumina, fabricate prin metoda Vortex, p.443

- Efectele vibratorului de maracinare a amestecului de nisip de silice-bentonita apa, p.449

- Curgerea la deformare la tractiune a fontei nodulare austenitizate la temperaturi ridicate, p.452

COMPORTAREA FONTEI ALIATE Fr Cr 1,5 IN MEDIU ACID

Dr. ing. Olga Iulian
Dr. ing. Maria Constantinescu
Dr. chim. Cornelia Mateescu
Ing. Maria Iliuta

Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z. : 669.15-196

Fontele sint materiale metalice larg folosite in industrie. Alierea lor cu elemente ca manganul, siliciul, cromul le confera proprietati superioare de rezistenta in anumite conditii de lucru (medii agresive, temperaturi ridicate). Comportarea lor se modifica in aceasta privinta chiar in prezenta unor cantitati minime de metale aliate /1/, din care cauza rezulta necesitatea studierii practice a fiecarui caz in parte. Continuind o preocupare manifestata si in lucrari anterioare [2],[3], in prezentul studiu sint redate rezultatele obtinute din testele care au vizat comportarea fontei Fr Cr 1,5 elaborate in tara, in medii de acid clorhidric si acid sulfuric.

Metode de lucru

Rezistenta la coroziune a fontei aliate Fr Cr 1,5 s-a efectuat prin teste gravimetrice si prin teste electrochimice constind in trasarea curbelor de polarizare in regim galvanostatic stationar.

Compozitia fontei cercetate este urmatoarea: 3,93% C; 0,52% Mn; 3,28% Si; 1,29% Cr.

Solutiile acide au fost preparate din reactivi chimici puri si apa distilata. S-a lucrat cu solutii de acid clorhidric si acid sulfuric de concentratii diferite.

Determinarile s-au efectuat la temperatura camerei.

Pentru determinari gravimetrice s-au folosit probe de fonta circulara cu diametrul de 30 mm si cu grosimea de 5 mm.

Probele au fost mai intii prelucrate mecanic cu hirtie de smirghel, degresate cu carbonat de sodiu si apoi cu eter, uscate si cintarite. Dupa scoaterea mediului agresiv, pentru a se indeparta produsii de coroziune formati pe suprafata, probele au fost sterse insistent cu solutie de citrat de amoniu.

Viteza de coroziune s-a calculat prin aproximare liniara intre doua determinari identice:

$$V_{cor.0,5(t_1+t_2)} = \frac{(\Delta g)t_2 - (\Delta g)t_1}{t_2 - t_1}, \text{ kg/m}^2\text{h}$$

unde $(\Delta g)t_1,t_2$ sint pierderile in greutate la timpii t_1 si respectiv t_2.

Trasarea curbelor de polarizare s-a efectuat cu ajutorul unui montaj galvanostatic clasic, iar potentialul de electrod s-a determinat fata de electrodul de calomel saturat.

Rezultate experimentale

Probele de fonta Fr Cr 1,5 au fost expuse in solutii de acid clorhidric si de acid sulfuric de concentratie 0,01 M; 0,1 M si 0,5 M. Din rezultatele testelor gravimetrice se constata ca prezenta cromului in fonta a imbunatatit in oarecare masura rezistenta ei in mediile acide amintite. Materialul prezinta pierderi in greutate scazute in solutii mai diluate de acid clorhidric (0,01 M), viteza de coroziune avind valori mai mari de 10.10^{-4} kg/m^{2}h, astfel ca poate fi clasat in grupa de "rezistenta medie" la coroziune (fig. 1).

Pentru mediile de acid clorhidric cu concentratie mai mare valorile vitezei de coroziune a fontei Fr Cr 1,5 cresc, fiind mai mari de 10.10^{-4} kg/m^{2}h pentru solutia 0,1 M HCl si mai mari de 100.10^{-4} kg/m^{2}h pentru solutia 0,5 M HCl.

Cu aceste valori fonta studiata se incadreaza in clasa materialelor "nerezistente" la coroziune, in raport cu scala de apreciere a coroziunii STAS 9684-82.

In solutii de acid sulfuric coroziunea fontei Fr Cr 1,5 este mai intensa in comparatie cu procesul de distrugere pe care-l prezinta aceasta fonta in solutii de acid clorhidric de aceeasi concentratie (fig. 2).

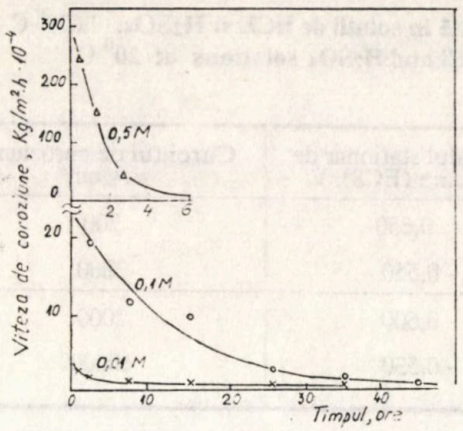


Fig. 1

Variatia vitezei de coroziune in timp pentru sistemul fonta Fr Cr 1,5 in solutii de acid clorhidric la 20°C
Corrosion rate versus time for the FrCr 1,5 iron system, in HCl solutions at 20°C

De asemenea, se remarca valori crescatoare ale vitezei de coroziune o data cu marirea concentratiei acidului sulfuric. Astfel, in solutii de acid sulfuric 0,5 M, viteza de coroziune este de aproximativ 0,1 kg/m^{2}h, fata de 0,02 kg/m^{2}h in solutie de HCl 0,5 M la o expunere a fontei timp de o ora in aceste medii agresive. Din rezultatele testelor efectuate rezulta ca materialul este "nerezistent" la coroziune in solutii de acid

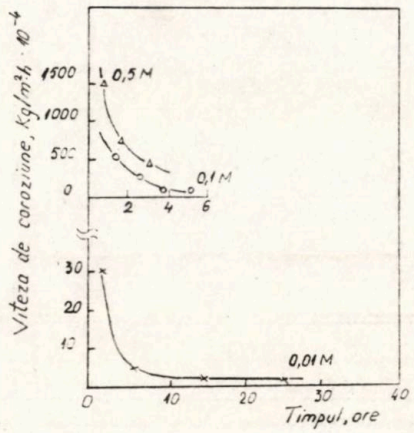


Fig. 2

Variatia vitezei de coroziune in timp pentru sistemul fonta Fr Cr 1,5 in solutii de acid sulfuric la 20°C
Corrosion rate versus time for the FrCr 1,5 iron system in H_2SO_4 solutions at 20°C

sulfuric pe domeniul de concentratii studiat.

Pentru completarea studiilor prin metoda gravimetrica au fost trasate curbe de polarizare in regim galvanostatic stationar pentru reactia anodica si pentru reactia catodica, reactii partiale, cuplate ale procesului global de coroziune, curbe redate in figura 3.

Testele galvanostatice au fost efectuate pentru fonta Fr Cr 1,5 in solutii de acid clorhidric si in solutii de acid sulfuric pentru concentratiile testate. Din aceste curbe s-au determinat parametrii electrochimici ai procesului de coroziune prezentati in tabelul 1.

Din analiza acestor rezultate reiese ca procesul global de coroziune este controlat de transferul de sarcina pentru care este aplicabila relatia curent-potential de forma:

$$i = i_{cor}\ \exp\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{cor}}{b_{Me}}\right) - \exp\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_{cor}}{b_{H}}\right)$$

in care

i_{cor} este curentul de coroziune;

ε_{cor} - potentialul de coroziune;

b_{Me}, b_H - pante Tafel pentru ionizarea metalului, respectiv pentru reducerea hidrogenului;

$(\varepsilon - \varepsilon_{cor})$ - polarizatia.

Influenta elementelor de aliere in compozitia fontei se manifesta prin domenii Tafel mai slab conturate prin extrapolarea carora se determina curentul de coroziune.

Valorile mari ale curentilor de coroziune confirma vitezele de coroziune mari obtinute prin determinarile gravimetrice.

Concluzii

Pe baza rezultatelor masuratorilor gravimetrice si galvanostatice efectuate, se deduce ca fonta de tip Fr Cr 1,5 prezinta un proces de coroziune mediu in solutii diluate de acid clorhidric, materialul fiind considerat ca avind "rezistenta medie", si un atac puternic in solutii mai concentrate de acid clorhidric si in cele de acid sulfuric, in contact cu care materialul este "nerezistent" la coroziune.

Tabelul 1

Parametrii cinetici ai procesului de coroziune pentru fonta Fr Cr 1,5 in solutii de HCL si H_2SO_4, la 20^0 C
Kinetic corrosion parameters for FrCr 1,5 cast iron HCl and H_2SO_4 solutions at 20^0 C

Mediul	Concentratia, mol/l	Potentialul stationar de coroziune (ECS), V	Curentul de coroziune, μ A/cm^2
HCl	0,01 M	- 0,650	200
	0,01 M	- 0,550	2000
H_2SO_4	0,01 M	- 0,600	2000
	0,1 M	- 0,530	10000

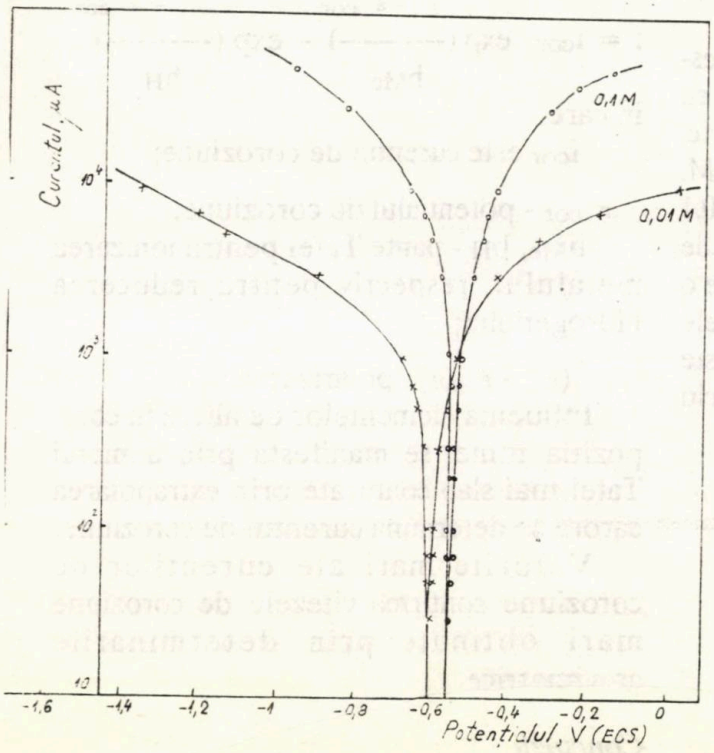


Fig. 3

Curbele galvanostatice stationare curent-potential pentru sistemul fonta Fr Cr 1,5 in solutie de acid sulfuric

Current intensity potential galvanostatic curves for FrCr1,5 iron system in H_2SO_4 solution

BIBLIOGRAFIE

[1] **S c h w a b e K.** In: *Revista de Coroziune, Romania,* nr.3, 1979, p.139 (dupa rev. *Wissenschaftliche Zeitschrift der Technischen Hochschule Otto von Guerick,* Magdeburg, nr.1, 1970).

[2] **I u l i a n O.** s.a. In: *Metalurgia, Romania,* nr.7, 1990, p.352.

[3] **I u l i a n O.** s.a. In: *Metalurgia, Romania,* nr.1-2, 1991, p.38.

CERCETARI ASUPRA REFRACTARITATII FONTELOR CU GRAFIT NODULAR CU REZISTENTA LA RUPERE CUPRINSA INTRE 370 si 400 N/mm^2

Sef lucr. dr. ing. Cucuruz L. R.
Prof. dr. ing. Cartis Ghe. I.
Universitatea Tehnica Timisoara

C. Z. : 669.131.7

Inlocuirea otelurilor aliate cu aliaje mai ieftine, care sa posede insa caracteristici fizice - mecanice si tehnologice corespunzatoare, este si ramine un deziderat al tehnicii zilelor noastre. In acest context se inscrie utilizarea fontelor cu grafit nodular avind structura feritica sau feritoperlitica, in locul otelurilor aliate, pentru conducte de esapare la motoare termice de mare putere.

Fontele nodulare se remarca prin turnabilitate buna, prelucrare usoara si un cost mai redus in raport cu otelurile aliate; in schimb, prin compozitia si structura lor, ele au rezistenta mai redusa la oxidare si prezinta variatii dimensionale datorita transformarilor structurale pe care le comporta in timpul incalzirii indelungate, precum si dilatari termice mai mari.

Lucrarea isi propune sa determine refractaritatea fontelor cu grafit nodular in intervalul de temperatura cuprins intre 600 si 850^{0}C , evidentiind in acest sens comportarea la oxidare, variatia dimensionala si a greutatii, precum si sensibilitatea la soc termic.

Prelevarea si prelucrarea probelor

Pentru experimentari s-au utilizat probe prelevate din 15 sarje de fonta cu grafit nodular a caror compozitie chimica se incadreaza in valorile prezentate in tabelul 1.

In cadrul programului de incercari s-au folosit atit proba Y, STAS 560/71-82, cit si conducte de esapare turnate. De asemenea, au fost executate si probe pentru analiza dilatometrica (de 5x5x25mm), probe pentru determinarea rezistentei la oxidare si la cresterea de volum (acestea avind dimensiunile de 77,5x16,6x19,5mm), probe pentru incercari la soc termic (de 60x16,5x19,5mm) si probe pentru analize metalografice. Toate probele au fost prelucrate prin rectificare la dimensiunile prestabilite.

Conditii de experimentare

Analizele dilatometrice s-au efectuau in vid, pe un dilatometru Dl.10.2, incalzirea efectuindu-se pina in jur de 1000^{0}C.

Tabelul 1

Compozitia chimica a sarjelor analizate
Chemical analysis for investigated heats

Elementul / Cantitatea	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
Limite min	3,5	2,20	0,2	0.023	0,006	0	0
max	3,83	3,11	0,38	0,055	0,017	0,28	0,068
Valori medii	3,648	2,582	0,288	0,038	0,0121	0,14	0,034

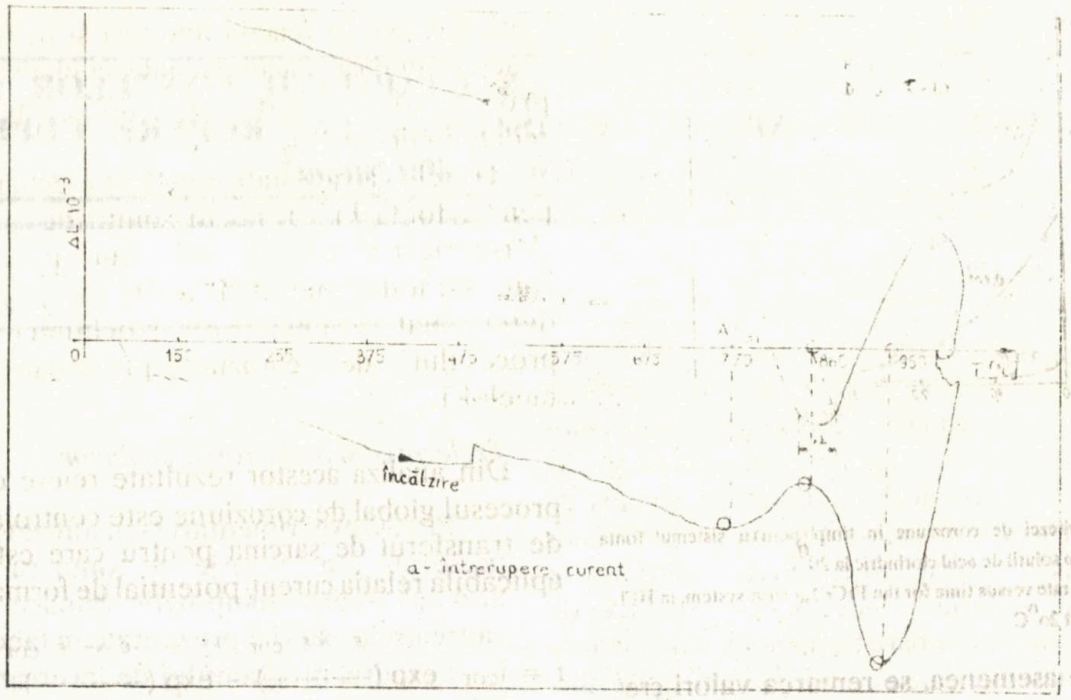


Fig. 1

Dilatograma sarjei 2206

2206 heat dilatogram

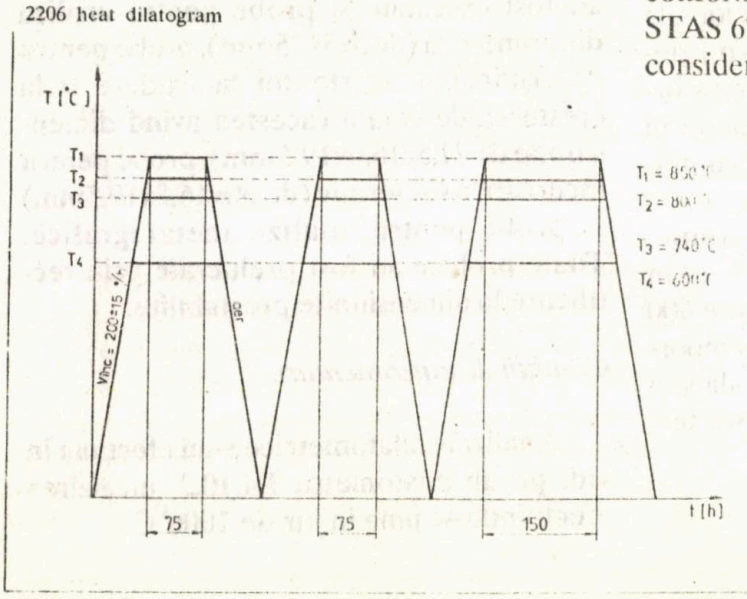


Fig. 2

Ciclograma regimurilor termice

Heat ing cyclograme

Dilatograma prezentata in figura 1 evidentiaza pozitia punctului critic $Ac_{3.1}$, care se situeaza intre 765 si 770^{0}C. In urma corelarii valorilor deduse experimental cu prevederile STAS-ului, au fost adoptate temperaturile de incercare a refractaritatii fontelor analizate, de 600, 740, 800 si 850^{0}C.

Incercarile la oxidare au fost efectuate la temperaturile mentionate, urmarindu-se variatia greutatii si modificarile de volum, in conformitate cu prevederile stipulate in STAS 6707-79 - anexa D, luindu-se insa in considerare o durata dubla de mentinere la fiecare regim termic. Ciclogramele regimurilor termice de incercare sint redate in figura 2.

După parcurgerea fiecarui ciclu termic, probele au fost cintarite cu o balanta analitica (avind precizia de 10^{-4} g) si masurate variatiile dimensionale.

Incercarile la soc termic au fost efectuate in conditiile cele mai severe prevazute in STAS 6707-79 - anexa C, si anume s-a aplicat o incalzire rapida (V_{inc} = 240^{0}C/h) pina la 1000^{0}C, mentinere de 1 ora si racire pe placi reci, din fonta.

Rezultate experimentale

Analiza modificarilor dimensionale si de greutate

Interpretarea rapida a rezultatelor s-a facut cu ajutorul a doua programe in limbaj BASIC care au permis calculul si tiparirea variatiilor dimensionale si de greutate pe baza valorilor masurate respectiv a donarea valorilor calculate

mediei si stabilirea erorilor aberante pe baza testului GRUBBS.

Dupa cum era de asteptat, cele mai mici variatii de dimensiuni si de greutate au fost inregistrate la probele incercate la temperatura de 600^0C si cele mai mari la temperatura de 850^0C. Se precizeaza ca de la temperatura de 740^0C a aparut fenomenul de exfoliere a straturilor de oxizi cauzate de coeficientul de dilatare diferit al oxizilor in comparatie cu cel al fierului.

Astfel, s-au constatat variatii de greutate intre 1,32g la probele tratate la 600^0C si +14,24 respectiv -7,7g (exfolieri) la cele tratate la 850^0C sau modificari de lungime de 0,27mm la 600^0C si 3,28mm la 850^0C.

Pe baza rezultatelor masuratorilor dimensionale si de greutate au fost calculate vitezele de variatie a greutatii ΔG (g/kg.h) si vitezele de variatie ale dimensiunilor ΔL, ΔB, ΔH mm/h redate sintetic in tabelul 2.

Se constata ca valorile medii prezinta atit tendinte de crestere cit si de scadere, dupa cum oxidarea sau exfolierea au fost fenomene predominante. Din acest motiv

Vitezele de oxidare si crestere dimensionala
Oxidation and grain growth rates

Marimea		Temperatura, ^{0}C 600	740	800	850
ΔL, mm/h.10^{-3}	max.	1,08	3,06	4,43	10,58
	media	0,872	1,65	2,414	6,72
	min.	0,645	0,516	0,716	2,54
ΔB, mm/h.10^{-3}	max.	0,67	2,193	3,233	10,74
	media	0,615	1,070	1,498	5,094
	min.	0,548	0,05	0,283	0,58
ΔH, mm/h.10^{-3}	max.	0,742	2,55	4,06	10,258
	media	0,65	1,279	1,63	5,075
	min.	0,58	0,133	- 1,53	0,709
ΔG, g/kg.h	max.	0,0249	0,056	0,1097	0,258
	media	0,0239	0,0051	0,0156	0,0714
	min.	0,0225	-0,0321	-0,0412	- 0,1397

ele nu prezinta decit valori orientative si proiectantului ii este mai utila plaja de valori posibile, intre un minim si un maxim. Sugestiv s-au reprezentat vitezele de variatie a lungimii si a greutatii in figurile 3 si 4. Graficele evidentiaza dependenta dimensionala de temperatura si influenta nesemnificativa a pozitiei punctului Ac_{31}. Alura diferita a curbelor este consecinta faptului ca variatia greutatii depinde numai de cantitatea de oxid formata sau exfoliata, pe cind variatiile de volum sint cauzate pe de o parte de fenomenele de oxidare - exfoliere, pe de alta parte de transformarea $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$.

Incercari la soc termic

Dupa 33 de cicluri de incalzire la 1000^0C si racire rapida, nici una din probele testate nu a fisurat. Temperatura de incercare ridicata a dus doar la o oxidare puternica a probelor.

Analiza metalografica

Structura fontelor cenusii este redata in figurile 5,6,7,8 si 9.

In stare de livrare aceste fonte prezinta grafitul sub forma nodulara, inconjurat de ferita. Perlita apare in cantitate variabila, in functie de sarja (fig. 5 si 6).

Dupa 75 de ore de mentinere cementita perlitica s-a descompus in ferita si grafit (fig. 7). La temperatura de 600^0C nu s-a descompus toata cementita, urmele ramase descompunindu-se si ele complet dupa 150 ore.

Figurile 8 si 9 ilustreaza straturile marginale ale probelor, oxidarea acestora si desprinderea pojghitei de oxizi.

Concluzii

Fontele nodulare au
(Rm = 370 ... 400
prezinta o rezi...
soc termic si ca urmare ...
luate in ...
materiale ...
oteluri aliate pentru

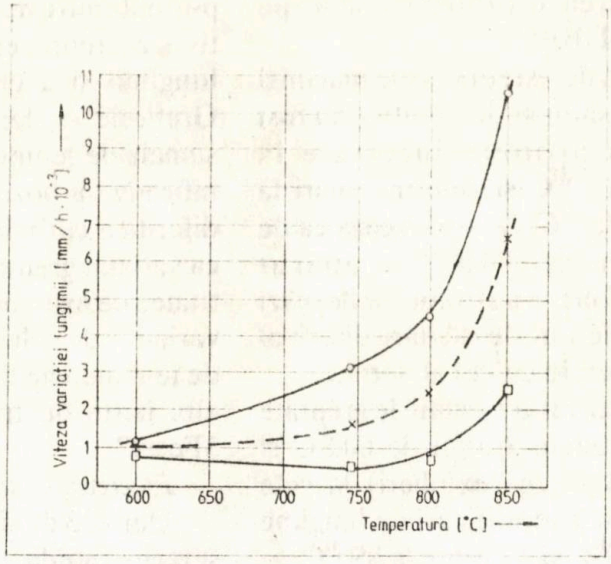


Fig. 3

Viteza de variatie a lungimii epruvetelor in functie de temperatura de incercare
Sample length variation versus test temperature

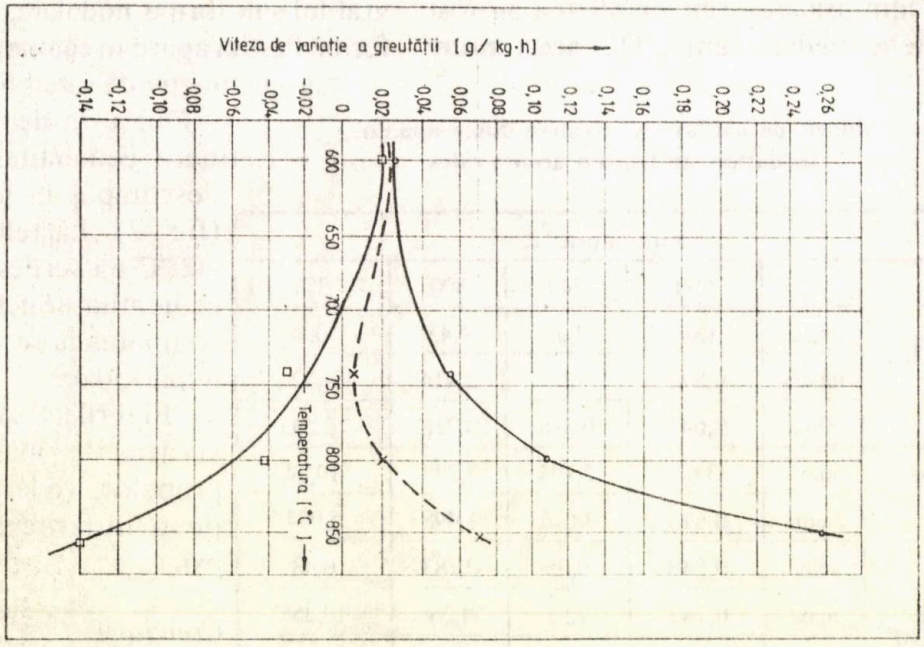


Fig. 4

Viteza de variatie a greutatii in functie de temperatura de incercare
Weight variation versus test temperature

motoare Diesel (la acestea temperatura gazelor esapate nu depaseste 730^{0}C).

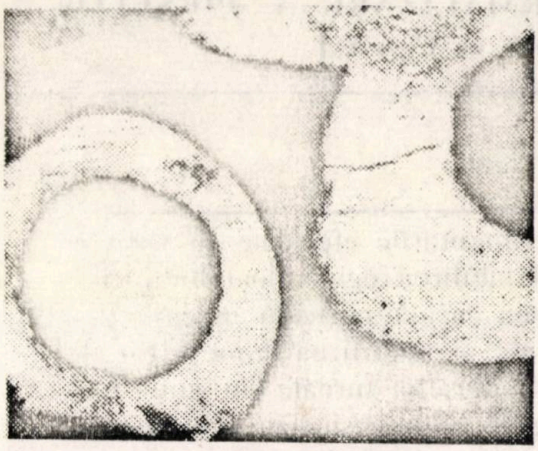


Fig. 5

Proba 2.1 netratata x 1000 - Sample 2.1 unetched; x1000

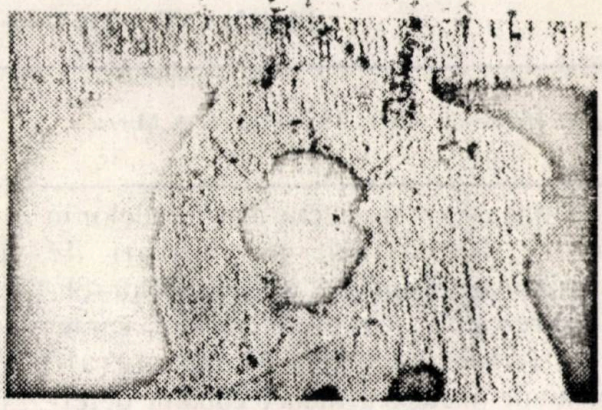


Fig. 6

Proba 4.1 netratata ; x 500
Sample 4.1 unetched; x 500

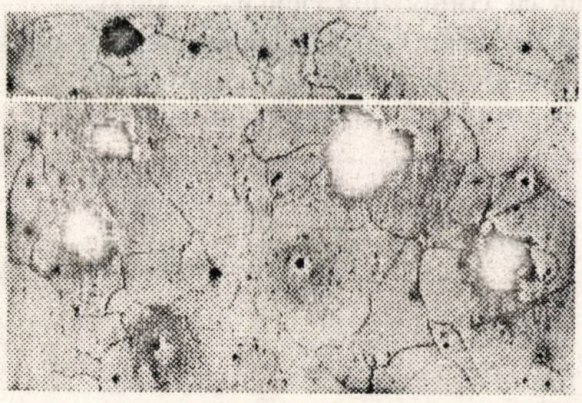


Fig. 7

Proba 1.1 t_{men} = 75h; T = 740^{0}C x 500
Sample 1.1 t_{hold} = 75h; T = 740^{0}C x 500

Fig. 8

Proba 1.2 t_{men} = 300h; T = 800^{0}C, neatacat; x 250
Sample 1.2, t_{hold} = 300h; T = 800^{0}C, unetched ; x250

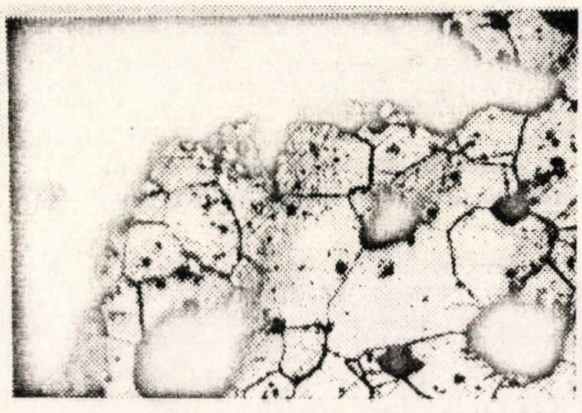


Fig. 9

Proba 1 t_{men} = 300h; T = 850^{0}C,strat marginal; x 250
Sample 1 t_{hold} = 300h; T = 850^{0}C edge layer; x250

Se recomanda totodata ca, in asemenea situatii, proiectantul sa ia in considerare alaturi de dilatarile termice ce apar si variatiile volumetrice, respectiv de greutate, pentru care in lucrare au fost determinate datele de referinta si puse la dispozitie intr-o forma accesibila (tabel nomograma).

BIBLIOGRAFIE

[1] x x x STAS 6707 - 79

[2] L. Sofroni, D. M. Stefanescu, C. Vincenz - *Fonta cu grafit nodular*. ET Bucuresti 1978.

CONSIDERATII PRACTICE PRIVIND OPORTUNITATEA TRATAMENTULUI TERMIC DE NORMALIZARE A PIESELOR TURNATE DIN Fgn 450-5 si Fgn A-1

Ing. G. Dobrescu - S. C. Mecanica - S. A. Mirsa

Utilizarea prin selectie a materialelor in raport de costuri, posibilitati de achizitionare si optimizarea proceselor tehnologice care sa le confere cresterea caracteristicilor mecanice si structurale constituie in etapa actuala o conditie determinanta in domeniul constructiilor de masini.

Astfel, asimilarea unei game mari de fonte de inalta rezistenta (fonte cu grafit nodular - sferoidal - normale de tip Fgn sau speciale de tip Fgn - Al, Fgn Si 55 Mg etc.), in concordanta cu cercetarile in domeniul proceselor tehnologice de prelucrare metalurgica, a conferit acestor materiale noi valente tehnico- economice, devenind materiale potentiale ca inlocuitoare a unor marci de oteluri sau aliaje neferoase grele - bronzuri.

In acest context si la nivelul S.C. Mecanica - S.A., cu profil de produse auto rutiere sau agricole, s-a experimentat si s-a generalizat o gama larga de tratamente termice ca: recoaceri de feritizare, imbunatatire si recoaceri de normalizare etc., tratamente termice care, aplicate diferentiat in functie de solicitarile mecanice ale pieselor si conditiile de exploatare, au dus la extinderea utilizarii pieselor turnate din aceste aliaje, cu efecte pozitive sub aspectul durabilitatii si costurilor de productie.

Abordarea experimentarilor privind oportunitatea aplicarii mai extinse a tratamentelor termice de recoacere de normalizare, ca tratament termic viabil sub aspectul cresterii caracteristicilor mecanice, in functie de tratamentul termic de imbunatatire, deriva din posibilitatea reducerii consumurilor energetice - prin reducerea ciclurilor tehnologice si a costurilor de investitii privind dotarile tehnologice.

Experimentarile efectuate au vizat in principal stabilirea regimurilor tehnologice verificarea caracteristicilor mecanice si structurale si stabilirea domeniilor de utilizare a pieselor turnate din gama fontelor cu grafit nodular studiate, remarcindu-se urmatoarele concluzii:

Stabilirea regimurilor tehnologice. Regimurile tehnologice s-au stabilit prin similitudine, considerind ca aliaj de referinta fonta cu compozitia chimica: 3,46%C; 2,1% Si, 0,4%Mn;1,55% Ni, cunoscindu-se ca nichelul poate fi substituit cu adaos de cupru in proportii echivalente pina la un

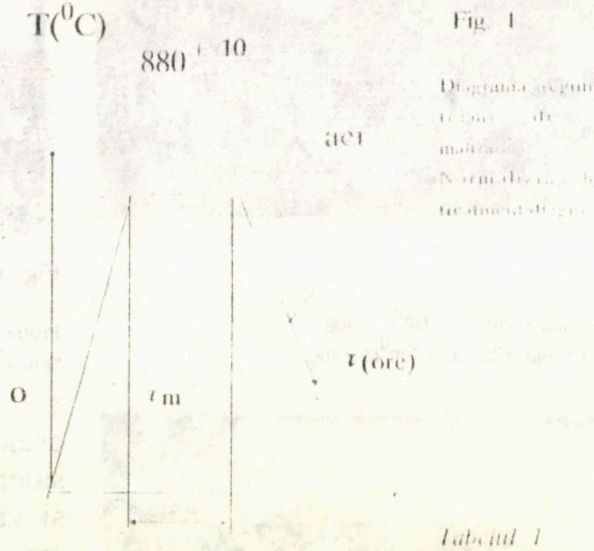


Fig. 1

Tabelul 1

Compozitii chimice ale aliajelor testate
Chemical analysis of investigated alloys

Aliajul	Compozitia chimica, %						
	C	Mn	Si	S	P	Mg	Cu
Fgn 450-5	3,44	0,39	2,48	0,015	0,040	0,055	
Fgn-Al	2,96	0,66	2,53	0,015	0,040	0,055	

continut de 1,5 - 2% si corespund diagramei de tratament termic din figura 1.

Conditiile de experimentare. Experimentarile s-au facut pe epruvete ϕ 30, turnate din fonte de tip Fgn 450 - 5 si Fgn Al, avind compozitiile chimice indicate in tabelul 1, probe preluate arbitrar din sarjele elaborate normal.

Verificarile efectuate: caracteristici mecanice si structurale. S-au efectuat comparativ, pe diverse stari structurale corespunzatoare fazelor procesului tehnologic, si anume: stare turnata, recoacere-feritizare si normalizare, nivelele caracteristicilor fizico-mecanice fiind remarcate in tabelele 2,3,4.

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice pentru starea de recoacere-feritizare
Mechanical properties for annealing ferritising state

Aliajul	Nr. probe	Caracteristicile mecanice				Nr. buletin. incercari
		Rm, daN/mm^2	Rc, daN/mm^2	A, %	HB	
Fgn-A1	1	50,3	44,8	15	180	1333
	2	50,6	44,5	11	195	12.VI.90
Fgn 450-5	3	45,8	28	11	187	1332
	4	44,8	29	17	177	12.VI.90

Tabelul 3

Caracteristicile mecanice pentru starea de recoacere feritizare + normalizare
Mechanical properties for annealing - ferritising - normalizing state

Aliajul	Nr. probei	Caracteristicile mecanice				Nr. buletin incercari
		Rm, daN/mm^2	Rc, daN/mm^2	A, %	HB	
Fgn Al	1	83,1	76,6	1,4	321	1335
	2	79,1	61,6	1,4	321	12.VI.90
Fgn 450-5	3	74	58,4	1,4	306	1334
	4	65	defect in sectiune rupere proba		306	12.VI.90

Din sinteza rezultatelor experimentarilor si aplicarea ulterioara a tratamentului termic de recoacere de normalizare a pieselor turnate din Fgn 450-5 si Fgn Al, se pot trage urmatoarele concluzii:

- Fata de starea de recoacere de feritizare, recoacerea de normalizare asigura cresterea caracteristicilor mecanice astfel:

pentru fonte de tip Fgn Al:
- cresterea rezistentei mecanice cu 40 - 60%;
- cresterea duritatii cu cca 40%;
- scaderea alungirii de la 10 - 11% la 1,4%;

pentru fonta Fgn 450 - 5:
- cresterea rezistentei mecanice cu 45-75%;
- cresterea duritatii cu cca 80%;
- scaderea alungirii de la 10 - 11% la 1,4%.

Nivelele valorilor caracteristicilor mecanice ce pot fi reproductibile dupa tratament termic de normalizare pentru cele doua tipuri de fonte cu grafit nodular studiate se pot considera urmatoarele:
- pentru Fgn 450 - 5 : R_m min. = 65 daN/mm^2, HB = 280 - 320;
- pentru Fgn Al = R_m min. = 75 daN/mm^2; HB = 300 - 320.

- Fata de nivelele caracteristicilor mecanice obtinute, comparativ cu caracteristicile mecanice realizabile prin tratamente termice de imbunatatire, rezulta posibilitatea inlocuirii tratamentelor de imbunatatire cu recoacere de normalizare, permitind reducerea consumurilor energetice, prin excluderea ciclului pentru revenire.
- Structural, prin eliminarea cementitei libere, existenta in cazul probelor testate dupa recoacerea

Tabelul 4

Caracteristici structurale
Structural features

Aliajul	Fazele procesului tehnologic	Masa de baza structurala conform analizei	Numarul buletinului metalografic
Fgn450-5	Turnat	- Suprafata ocupata de ferita (10-30) % cu separari de grafit peste (15-40) %	70 11.VI.90
Fgn - A1		- Suprafata ocupata de ferita (2-10) % cu separatii de cementita peste 40 %	69 11.VI.90
Fgn450-5	Feritizare	- Fond structural ferito-perlitic cu perlita (10-40) %	84 11.VI.90
Fgn450-5	Feritizare Recoacere si Normalizare	- Fond structural ferito-perlitic cu perlita (65-80) %	85 11.VI.90
Fgn A - 1		- Fond structural perlitic	

de feritizare, constituent inoportun, face posibila recuperarea pieselor ce pot deveni rebut.

- Masa structurala optenabila (perlita sau perlita si ferita cu pondere de perlita) asigura caracteristici mecanice si posibilitati de utilizare a acestor aliaje pentru executarea de piese cu solicitari mecanice si la uzura mare si poate fi dirijata si prin adaosul de cupru in cazul aliajului Fgn Al.

- Se reduc costurile de investitii prin structura dotari.or comparativ cu dotarile necesare pentru imbunatatire.

- Fata de rezultatele obtinute dispersat prin cercetari aplicative in domeniul tratamentelor termice ale fontelor cu grafit nodular, se considera oportuna revizuirea STAS-urilor actuale si includerea in continutul lor a regimurilor de tratamente termice, domeniile caracteristicilor mecanice si structurale optenabile si eventual recomandari de utilizare pe structura pieselor in functie de solicitarile si domeniile lor de utilizare in constructiile de masini.

- Extinderea gamei de tratamente termice aplicabile fontelor cu grafit nodular creeaza premisele unor mai optime corelari ale caracteristicilor mecanice si structurale cu conditiile reale de solicitari mecanice si de exploatare ale pieselor executate din aceste aliaje.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Piwowarscki E.** - *Fonte de inalta calitate, Bucuresti*, Ed. Tehnica 1967.

[2] **Institutul Central de Documentare Tehnica** - *Procedee moderne de recoacere a pieselor din otel si de fonta*. Bucuresti 1966.

[3] **Sofroni L., Stefanescu D., Vincenz C.** - *Fonte cu grafit nodular*. Bucuresti, Ed. Tehnica 1978.

[4] **Ing. Dobrescu Gr.** - *Unele consideratii privind tehnologia de turnare si domeniul de utilizare a fontelor aliate cu Crom-Cupru*, în: Metalurgia, nr. 2/1979.

Tirgoviste, 0200
Sos. Gaesti-Colanu nr.1
Tel.:092/614551,614941
Telex: 17303
Fax: 092/615432
ROMANIA

Start S.A.

PRESTARI CU MIJLOACE DE TRANSPORT

transport tehnologic
transport de marfuri generale
transport de carburanti si gaze lichefiate
transport de materiale de constructii de toate tipurile, in vrac sau conteinerizate
transporturi agabaritice sau de materiale lungi
transport de persoane

SERVICES WITH TRANSPORT FACILITIES

technological transport
general stuffs transport
fuel and liquefied gas transport
bulk or container transport of building materials
special transport for oversize or heavy products
public transport

PRESTATII CU UTILAJE GRELE PENTRU CONSTRUCTII

excavatii
decopertari, terasari si nivelari
turnarea betonului in flux continuu si discontinuu
montaj elemente de constructii
perforari de suprafete betonate
lucrari de drumuri

SERVICES WITH CONSTRUCTIONS MACHINERY

excavations
embankments and levelings
concrete pouring, continuous or not
construction elements assembling at different levels
concrete piercing
road works

PRELUCRARI MECANICE PRIN ASCHIERE

strunjiri
filetari
danturari cilindrice si conice
rectificari cilindrice pe interior sau exterior
gauriri
alte lucrari specifice

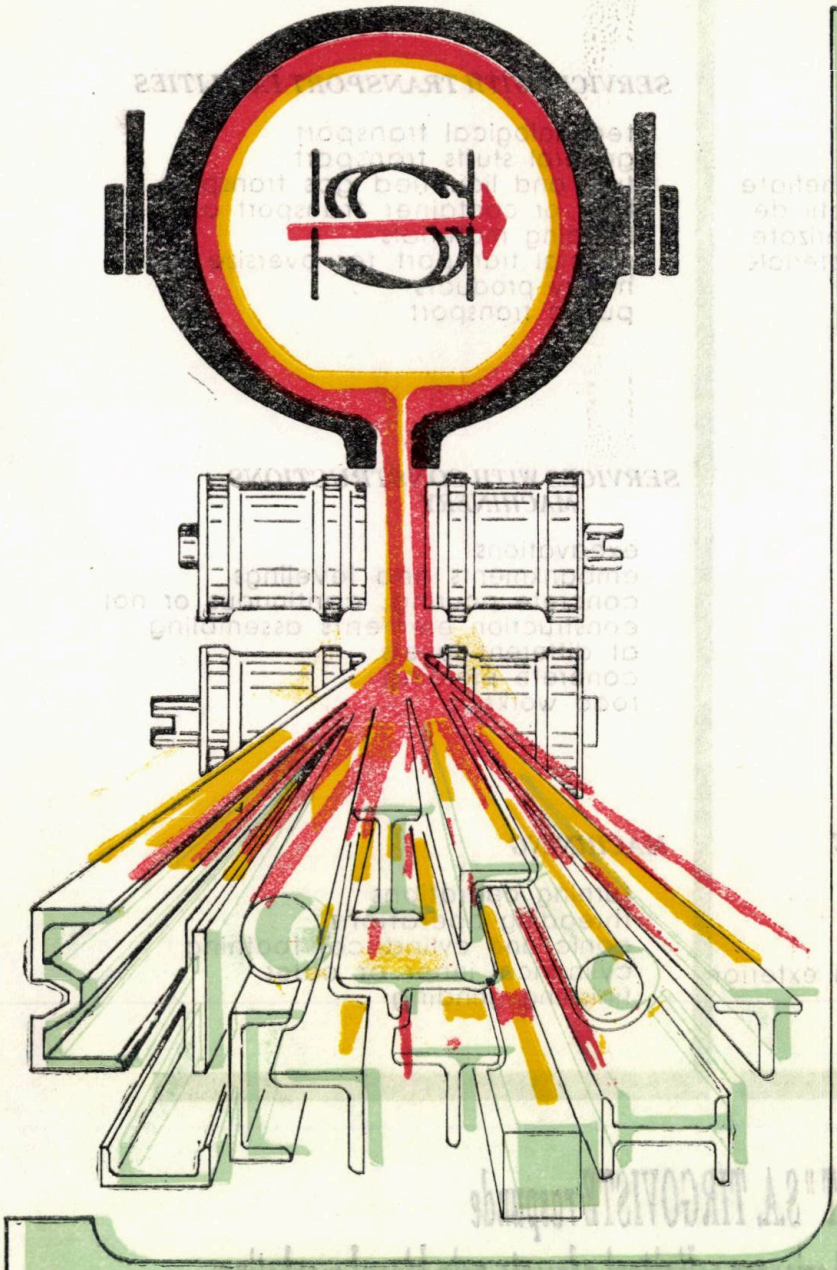
MACHINING

turning operations
threading operations
conic and cylindrical toothing
cylindrical inner or outer finishing grinding

"START" S.A. TIRGOVISTE raspunde prompt oricaror solicitari adresate prin biroul marketing: telefon: 092/614551 - 122; telex: 17303; fax: 092/615432

SIDERURGICA S.A.

TRADE REGISTER NUMBER J 20/41/1991
ADDRESS. HUNEDOARA, STR. DR. PETRU GROZA, NR. 8, JUD. HUNEDOARA, COD 2750
PH. 0 95-716121-716131 TX 72411-72412; FAX 0 95-72266-76008-77650



MAKES

- CONCRETE IRON (OB 37-type, to STAS 438/1-89), Ø6–40 mm in ST 37-2 steel grade (DIN 17100/80).
- REINFORCING BARS (PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), Ø10–40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80).
- WIRE ROD, Ø6 mm (DIN 1013/63 I) and Ø8–12 mm (DIN 59100/62) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and non-alloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)
- ROUND STEEL BARS, Ø14–180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, construction steel grades (ST 37-2, ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN 17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80).
- SQUARE BAR STEEL with 40–70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4).
- T-SECTIONS with equal wings, rounded edges and 30–50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80).
- FLAT ROLLED STEEL, between 20×5 and 150 × 30 mm, to DIN 1017/67 I, para. 4.
- I-BEAMS (NARROW), 65–240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7.
- U-BEAMS with rounded edges, 65–240 mm high, to DIN 1026/63, para. 7
- ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para. 7

CEA MAI MARE FIRMA ROMANEASCA DE COMERT EXTERIOR
IN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ROMANIA, BUCURESTI,
STR. MENDELEEV, NR. 21-25
TELEFON: 659.21.60; 659.40.90;
569.63.90; 312.04.47;659.38.50;
TELEX: 11515, FAX:312.04.46.

CALITATE, GARANTIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

EXPORTA:

- tabla medie si groasa, inclusiv tabla navala (hot rolled heavy plates, including shipbuilding plates);
- tabla subtire laminata la rece (cold rolled steel sheets);
- tabla zincata (galvanized steel sheet);
- tabla transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile otel laminate la cald UNP, INP, corniere, otel rotund, patrat (hot rolled steel profiles-channels joists, angles, round, flat bars);
- otel beton si sirma laminata (reinforcing steel bars and wire road);
- sirma trasa din otel (drawn steel wire);
- electrozi sudura (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanturi industriale (industrial chaines);
- cabluri tractiune (wire ropes);
- sirma si toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sirma taloane (bronze plated steel wire);
- tevi conducta (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- tevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu si laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

IMPORTA:

- cocs (coke);
- carbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALIMPORTEXPORT S.A.

este oricind la dispozitia firmelor interesate pentru orice alte operatii de export - import.
Pentru orice detalii, rugam contactati-ne la adresa:
Bucuresti - Str. Mendeleev 21-25
Tel: 00400/659.68.25; Fax: 00400/312.04.46; Telex: 11515
metal r

TIB '93

11 - 17 OCTOMBRIE 1993

BUCURESTI

VA INVITAM SA VIZITATI
STANDUL FIRMEI

KELK

Sensors for Rolling Mills

DIN PAVILIONUL CANADEI

40 DE ANI DE EXPERIENTA
IN DOMENIUL SENZORILOR ELECTRO-MECANICI
SI ELECTRONO-OPTICI PENTRU LAMINOARE

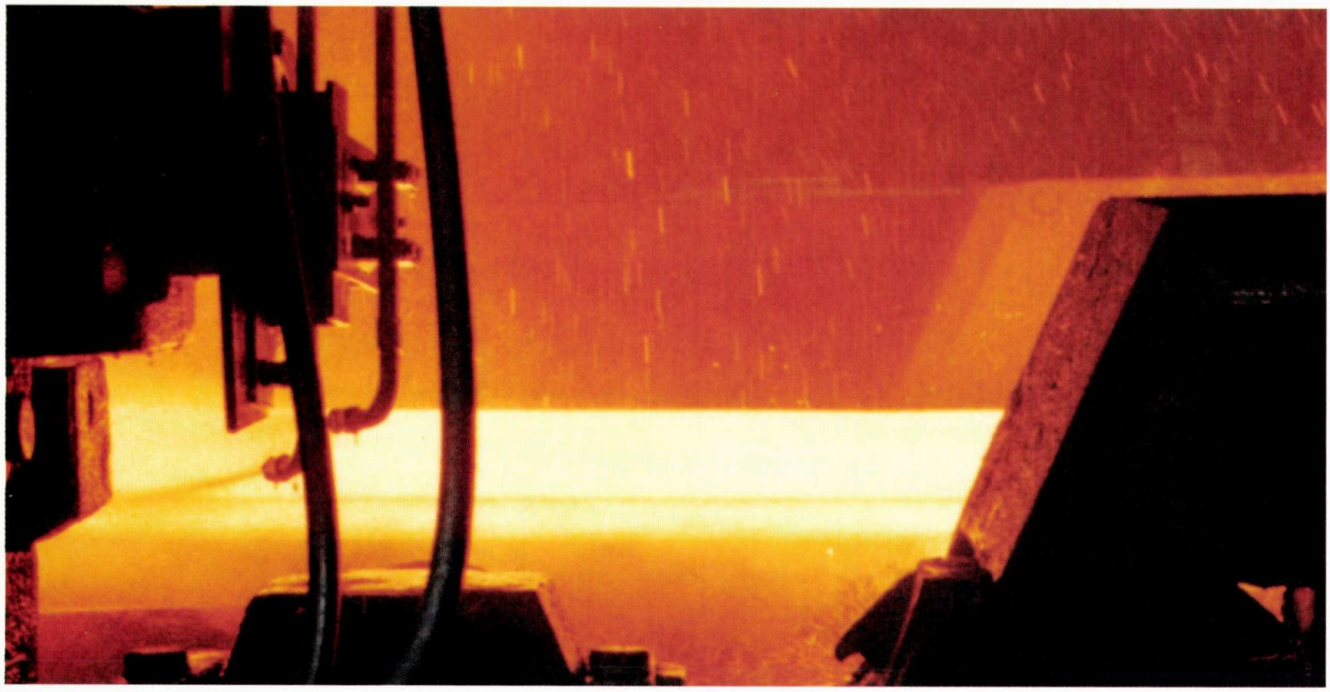
TRADUCTORI DE FORTA, TENSIUNE SI PRESIUNE,
AMPLIFICATOARE, SISTEME DE MASURARE A
LATIMII, CAPETELOR SI CONTURULUI TABLELOR
SUBTIRI SI GROASE, ETC.

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
Winner 1992 Innovation

X-TRA

Reprezentanta in ROMANIA
Str. Vasile Alecsandri 10
BUCURESTI
Tel. 617 70118, 312 5899
Fax: 617 7018. 3

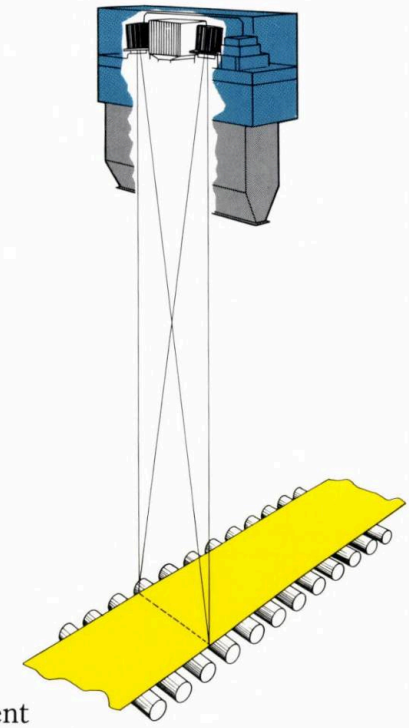
Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.



Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

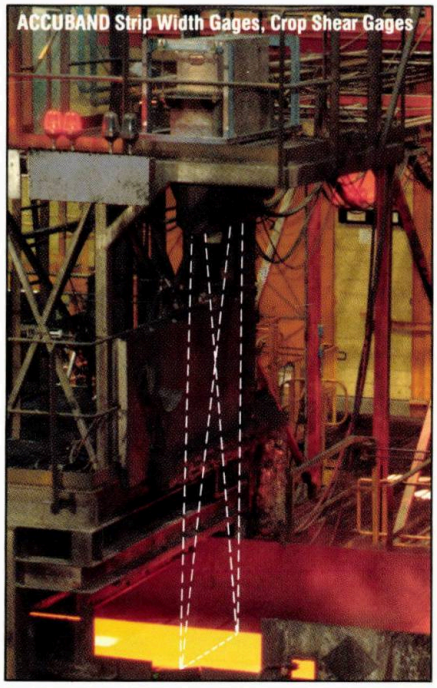
Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

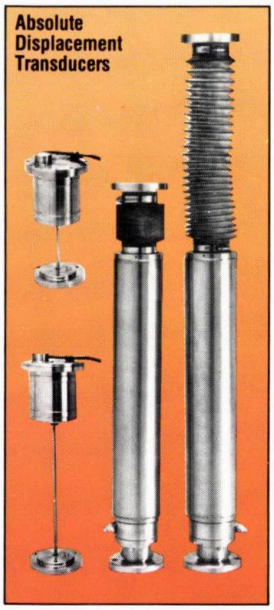
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

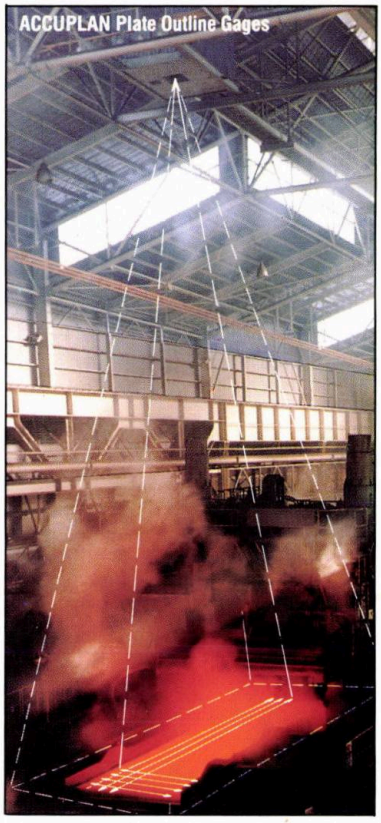
KELK

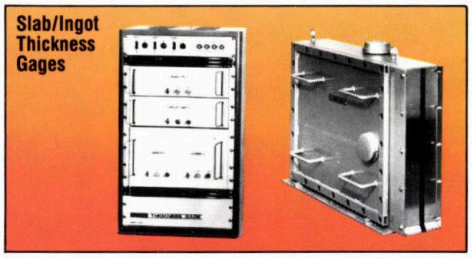
Sensors for Rolling Mills

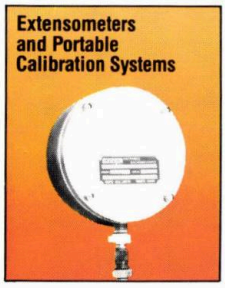
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills











Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

1994 JAN 06

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK
Sensors for Rolling Mills

E 3280

METALURGIA

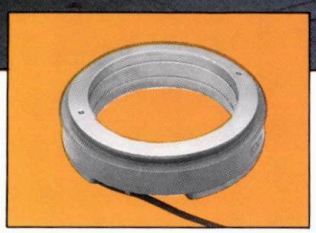
Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

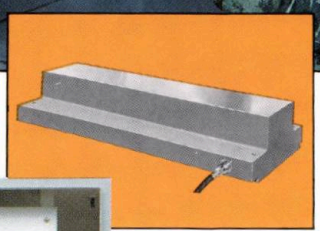
8/93

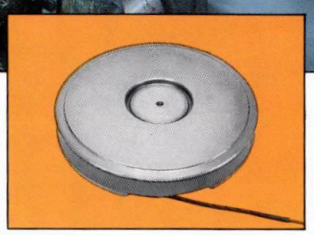
Introducing ROLLMAX...

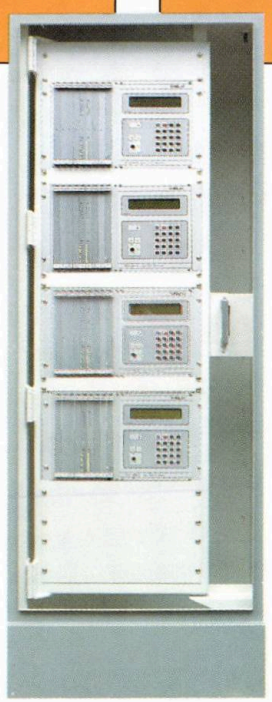
Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!









With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

BAIRD ICP

Some laboratories need

high throughput to handle large numbers of routine samples.

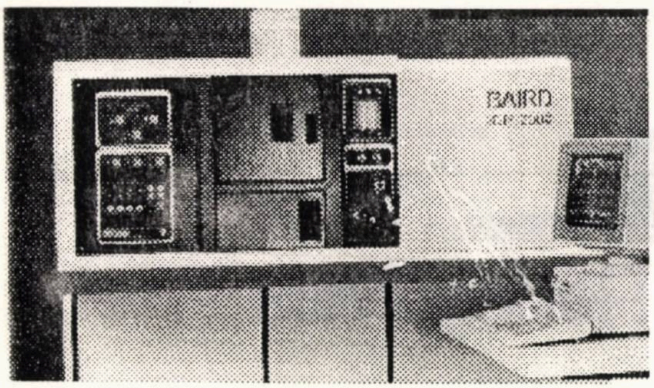
Some laboratories need

versatility to cope with an endless variety of samples.

That's why Baird gives you a choice in ICP Spectrometers:

ORSZÁGOS KÖZPONT 1883 KÖNYVTÁRI INFORMÁCIÓS

Maximum Throughput



» *For high volume, high throughput applications, the* **BAIRD ICP 2000** *simultaneous spectrometer is a true workhorse. Capable of measuring up to 60 elements at one time, the BAIRD ICP 2000 can be custom manufactured for your specific application. It is ideal, for example, for the 30 elements included in* **US EPA Method 200.7,** *Rev 3.3.*

Maximum Versatility

» *If your samples are unpredictable or if your workload doesn't justify the cost of a simultaneous instrument, there's the* **BAIRD ICP 2070** *sequential spectrometer. Its patented Harmonic Drive mechanism scans the entire spectrum in two seconds for rapid, precise analysis of any element. This is the instrument of choice for laboratories which need to analyze a wide variety of samples.*

» *Both the* **ICP 2000** *and* **ICP 2070** *can be configured with options and accessories to meet your specific requirements. Add a random access autosampler, ultrasonic nebulizer or automated injection dilution system for maximum ease of use, convenience, and productivity. And, both instruments are backed by Baird's reputation for quality, reliability, and service.*

» *So, whether you choose throughput or versatility, your first choice should be* **Baird.** *For more information, contact* **Baird.**

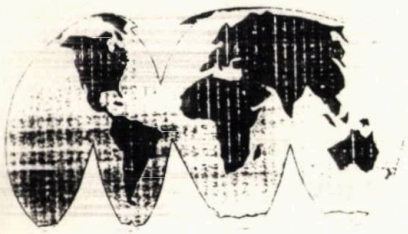
B A I R D

ANALITICAL

A Division of Imo Industries, Inc.

Reprezentanta în **România**
Str. **J.Louis Calderon nr.47**
70202 Bucuresti, Sect.2
P.O. Box 1-182
Tel.: 615.19.48

TIB '93



11 - 17 OCTOMBRIE 1993

BUCURESTI

VA INVITAM SA VIZITATI
STANDUL FIRMEI

KELK

Sensors for Rolling Mills

DIN PAVILIONUL CANADEI

40 DE ANI DE EXPERIENTA
IN DOMENIUL SENZORILOR ELECTRO-MECANICI
SI ELECTRONO-OPTICI PENTRU LAMINOARE

TRADUCTORI DE FORTA, TENSIUNE SI PRESIUNE,
AMPLIFICATOARE, SISTEME DE MASURARE A
LATIMII, CAPETELOR SI CONTURULUI TABLELOR
SUBTIRI SI GROASE, ETC.

CANADA
AWARDS FOR
BUSINESS
EXCELLENCE

Winner 1992 Innovation

X-TRA

Reprezentanta in ROMANIA
Str. Vasile Alecsandri 10
BUCURESTI
Tel. 617 70118, 312 5899
Fax: 617 7018, 312 0173

METALURGIA

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

8 august 1993

Sumar

Constantin Radu Gelu : **25 de ani de flux siderurgic integrat la Combinatul Siderurgic SIDEX S. A.** 5

Florea S.: **Dificultatile siderurgiei vest-europene si implicatii pentru Romania** . . 8

Anghelina D., Geanta V., Dima A.: **Coordonate ale metalurgiei in Turcia** 10

Munteanu V., Levcovici T., Levcovici Maria, Sumurduc Maria, Stavar D.: **Cercetari privind realizarea alierii superficiale utilizind instalatia laser** 12

Moldovan P., Chira I., Pana Mihaela, Paunescu Irina: **Determinarea metalografica a gradului de modificare a siluminurilor** 17

Colan H., Pemes Maria: **Oteluri martensitice durificabile prin precipitare. Proprietati, tratamente termice, domenii de utilizare** 24

Zamfir Simona, Vidu Ruxandra: **Cercetari experimentale privind cresterea rezistentei la coroziune a otelurilor prin placare** 30

Iulian Olga, Constantinescu Maria, Mateescu Cornelia, Hamplea Ligia: **Rezistenta la coroziune a fontei aliate FCA2 in mediu acid** 33

Semenescu A., Vircolacu I., Balescu C., Mirea V., Ioana A., Gurgu O.: **Aspecte privind posibilitatea determinarii pe cale experimentala a unor parametri ce caracterizeaza regimul de functionare a arzatoarelor regenerative** 36

Dumitriu Gh.: **Demersurile S.C. Republica S.A. pentru certificarea sistemului calitatii si imbunatatirea acesteia** 39

Folosirea carbunelui pentru producerea fontei *(Traducere din Stahl und Eisen,* Germania, *nr. 5/93)* 44

Referate *7, 16, 23, 29*

Revista revistelor *32, 35, 43, 45*

Semnalari *38,43*

Colegiul de redactie

(in ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, MIHAELA PANA, VASILE PARPALA, NICOLAE PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA.

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VIRCOLACU

Sef. CIDMET: ing. Brindusa Florentina Scortea

Redactor: DIANA BOGDAN

Redactia si administratia: Bucuresti, str. Mendeleev, nr.21-25, sector 1, cod 70168, telefon 6594990.

Institutiile pot achita abonamentele in contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 9000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Traducere : ing. Sabin Florea

Stilizare : Ioana Kuglay

Corectura : Rodica Rosu

C O N T E N T S Metalurgia 8/93

Constantin Radu Gelu: **25 years of integrated steel production at SIDEX S. A. Galatzi**

Between the 11-th and 13-th of June, 1993 the Galatzi integrated steel works, SIDEX S. A., the heart of Romanian steel, celebrated 25 years of activity. At the anniversary meeting, speakers emphasized the achivements and the future prospects for this steel giant.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p. *5*

Florea S.: **The difficulties of the west-european iron and steel industries and their implications on Romanian producers**

West-european iron and steel producers are currently experiencing hard times due to low internal demand, external pressure ageing technologies and marketing difficulties.

Consequently, the Romanian producers, which have lately seen half of their capacities stopped, are struggling to find new markets for their products.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p. *8*

Anghelina D., Geanta V., Dima A.: **Coordinates of the Turkish metallurgy**

The author attended the 7-th International Congress on Metals processing in Ankara and exposes his findings on Turkish metallurgy.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p. *10*

Munteanu V., Levcovici T., Levcovici Maria, Sumurduc Maria, Stavar C.: **Investigations on surface layer alloying with laser heating**

Highly severe operation conditions on the surface layers of certain components require the increase of their wear resistance and hardness.

The high cost of the alloying elements has led to seeking solutions for local alloying in the surface layer.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p *12*

Moldovan P., Chira I., Pana Mihaela, Paunescu Irina: **Metallographic evaluation of silumin innoculation degree**

For ATSi10Mg - type silumins (STAS 201/1-30), innoculated with 0,005 - 0,03 % Sr, the authors show in detail the techniques used to evaluate, by light and electronic metallography, the innoculation degree on polished samples, phractographs and carbon replicas; comparisons are made with similar US standard techniques.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p. *17*

Colan H., Penes Maria: **Precipitation hardenable maraging steels: properties, heat treatments, use**

Maraging steels, due to their high strength and safety in operation are more and more used lately. The authors consider the properties, heat treatments and usage of these steels.

Metalurgia 45 (1993), no. 8, p. *24*

Zamfir Simona, Vidu Ruxandra: **By plating, the physico-mechanical properties of the support material are combined with the anticorrosive ones of the coating material**

The paper aimes at finding certain correlations between welding plating material, resulted structure and its properties: hardness, corrosion resistance.

Metalurgia 45 (1993) no. 8, p. *30*

Iulian Olga, Constantinescu Maria, Mateescu Cornelia, Hamplea Ligia: **The corrosion resistance of the FCA2 alloyed cast iron in acid environment**

The paper studies the behaviour of the FCA2 material, produced in Romania in environments containing mineral acids, hydrochloric acid and sulphuric acid.

Metalurgia 45 (1993), no. 8 p. *33*

Semenescu A., Ioana A., Vircolacu I., Balescu C., Mirea V., Gurgu O.: **Experimental evaluation of regenerative burner parameters**

The authors have investigated the regenerative burner operational parameters starting from the static pressure values for fuel and air in various points of their way.

Metalurgia 45 (1993) no. 8 p. *36*

Dumitriu Gh.: **Certification and improvement of the quality system at the "Republica S.A." tube producer**

The authors explain the efforts to introduce the quality assurance system and to improve it continuously and come in agreement with internationally accepted standards.

Then they suggest a programme for a computer assisted quality system.

Metalurgia 45 (1993) no. 8 p. *39*

25 DE ANI DE FLUX SIDERURGIC INTEGRAT LA COMBINATUL SIDERURGIC SIDEX S. A. GALATI

Dr. ing. Constantin Gelu Radu

In perioada 11-13 iunie 1993 Galatiul a gazduit o manifestare de mare anvergura ocazionata de implinirea a 25 de ani de activitate a celei mai mari unitati siderurgice din Romania. La aceasta sarbatoare a siderurgiei romanesti a raspuns un mare numar de participanti, printre care s-au remarcat o multime de specialisti in metalurgie, care de-a lungul timpului au fost legati, si mai sint, de munca si activitatea acestui combinat.

Manifestarea a fost onorata de prezenta conducerii prefecturii si municipalitatii Galatiului, de conducerea Departamentului Industriei Metalurgice, de reprezentantii institutelor de cercetare-proiectare-dezvoltare de profil, de reprezentanti ai conducerilor societatilor comerciale colaboratoare ale combinatului si de multi alti parteneri de afaceri.

Intilnirea a avut, pe linga aspectul de moment aniversar, si un puternic caracter emotional, rememorind evenimentele petrecute acum 25 de ani.

Cei 15 vorbitori care s-au perindat la microfonul sesiunii aniversare au evocat cu mindrie si satisfactie drumul parcurs de acest gigant al siderurgiei romanesti. Este de remarcat faptul ca, trecind peste necazurile si neajunsurile perioadei de tranzitie pe care o parcurgem,din interventiile prezentate se degaja totusi un optimism realist si mai ales dorinta tuturor factorilor implicati de a depasi problemele grele pe care le are combinatul in momentul de fata.

Aceasta sarbatoare a siderurgistilor din Romania a debutat cu sedinta in care s-au prezentat 15 alocutiuni care au tratat aspecte diverse, ca de exemplu: **locul S. C. SIDEX S. A.** in orasul si judetul **Galati,** restructurarea industriei siderurgice romanesti si **viitorul S. C. SIDEX - S. A.** in cadrul acesteia, **strategia de modernizare si retehnologizare a siderurgiei,** respectiv a S. C. SIDEX - S. A., **realizari** ale **S. C. SIDEX - S. A.** in cei 25 de ani de flux integrat, **calitatea** produselor realizate la S.C. SIDEX-S.A., **rolul si locul cercetarii stiintifice in dezvoltarea tehnologica** a S.C. SIDEX-S.A. Galati, **probleme ecologice** ale S.C. SIDEX-S.A. **in perspectiva pastrarii naturale** a mediului, eficienta produselor S. C. SIDEX - S. A. in contextul pietei internationale.

In dupa-amiaza zilei de 11.06.'93, participantii la acest eveniment au efectuat o vizita in combinat (Furnalul 6, OLD, TC); tot aici s-a realizat sfintirea combinatului de catre un sobor de preoti ai Episcopiei Galatiului si Dunarii de Jos.

A doua zi (12.06.'93), la initiativa organizatorilor s-a realizat o excursie pe Dunare si a avut loc sedinta Societatii Romane de Metalurgie.

In mod deosebit se remarca faptul ca toate actiunile legate de aniversarea galateana s-au caracterizat printr-o foarte buna organizare si mai ales au scos in evidenta solidaritatea "familiei siderurgistilor romani" si dorinta ardenta a acestora de a mentine siderurgia romaneasca la locul si nivelul pe care-l merita in peisajul industrial din tara noastra.

Prezentam in continuare citeva dintre gindurile si dorintele participantilor. Pentru inceput mesajele domnilor **dr. ing. Radu Constantin Gelu, secretar de stat D.I.M. din Ministerul Industriilor** si **ing. Ioan Florentin Sandu,** director general la S. C. SIDEX - S.A.

RESTRUCTURAREA SIDERURGIEI ROMANESTI SI VIITORUL "SIDEX" IN CADRUL ACESTEIA

Stimati oaspeti si colegi,

Permiteti-mi sa-mi exprim deosebita satisfactie vazind atitea personalitati care au contribuit la construirea combinatului pe care il aniversam astazi si la crearea metalurgiei romanesti moderne alaturi de cei care vor mentine combinatul si ramura pe adevaratul loc ce i se cuvine.

Am parcurs o perioada de trei ani extrem de dificila si trebuie sa ne punem intrebarea chiar in momentul aniversar daca nu cumva am asistat prea pasivi la regresul metalurgiei romanesti intr-un ritm mai accelerat decit ar justifica-o potentialul real al ramurii. Cred, de asemenea, ca s-a exagerat influenta externa, diminuind raspunderea care ne revine noua, celor care sintem implicati in aceasta activitate.

Am convigerea ca dispunem de suficiente atuuri, astfel ca în acest an, prin eforturile noastre, sa schimbam sensul evolutiei metalurgiei.

Pe tema restructurarii au curs pina acum rîuri de cerneala, dar, asa cum constatam cu totii, progresele concrete întîrzie nejustificat de mult. Acest proces nu este un scop în sine ci are o motivatie precisa, si anume necesitatea aducerii ramurii la un nivel competitiv pe o piata libera in care concurenta este apriga. Evaluarea pietei interne si externe este obligatorie, iar cîstigarea pietei apartine producatorului agresiv, ale carui arme sînt costurile reduse de fabricatie si calitatea produselor.

In buna parte dispunem de **potentialul uman si dotarea tehnica** care ne permit sa realizam fara mijloace financiare deosebite etapele determinante ale acestui proces, si anume:

» **concentrarea fabricatiei** pe cele mai eficiente agregate, fluxuri si uzine, astfel incît sa ajungem rapid la un grad de utilizare al capacitatilor de peste 70% in prima etapa, iar in perspectiva la 85 - 90%, cifre pe care le inregistreaza acum principalii nostri concurenti. In paralel trebuie sa luam urmatoarele masuri: dezafectarea sau trecerea in conservare a capacitatilor uzate fizic sau moral;

» **reducerea consumurilor materiale si energetice** in prima faza pina la nivelul celor pe care le-am realizat noi insine in perioada anterioara;

» rezolvarea problemelor **legate de calitatea productiei curente,** cel putin la nivelul pe care l-am avut in cazul a numeroase produse;

» **diversificarea fabricatiei** si reluarea productiei unor sortimente valoroase pe care le-am avut in fabricatie, pentru care nu avem nevoie nici de dotari nici de tehnologii noi;

» **readucerea dotarilor** de care dispunem la nivelul performantelor maxime atinse prin intretinere si reparatii cu mijloacele tehnice si financiare de care dispunem.

Iata citeva dintre etapele pe care le putem parcurge rapid si pentru care dispunem de specialisti si chiar de fonduri proprii. Aceste etape sint chiar obligatorii pentru a permite abordarea in perspectiva a urmatoarelor etape de modernizare si retehnologizare.

Programul ramurii pe termen scurt si mediu pina in anul 2000 este in masura sa ne reduca pesimismul asupra viitorului metalurgiei romanesti. Recentul studiu de restructurare realizat cu partenerii din **Piata Comuna** a confirmat propriile noastre evaluari.

In aceste evaluari, Societatii Comerciale SIDEX-S.A. Galati îi revine rolul principal in domeniul produselor plate, iar argumentele sint cele cunoscute :

» **pozitia geografica favorabila** fata de sursele de materii prime si de piata de desfacere interna si externa : bazinul Marii Negre, piata europeana dunareana, Orientul Mijlociu, Asia de Sud- Est;

» **dotarea tehnica actuala** si perspectiva unei modernizari si retehnologizari rapide la nivelul celor mai performanti concurenti;

» **gradul de calificare actual** al personalului si posibilitatile de crestere datorita tineretii acestuia.

In conditiile unei piete libere concurentiale, numele, dotarea, numarul de angajati nu mai sint insa argumente suficiente pentru aprecierea eficientei si viabilitatii decit daca se concretizeaza intr-o situatie financiara sanatoasa. In aceasta directie trebuie sa se concentreze eforturile domneavostra, ale tuturor, administratie si angajati. Lupta pentru costuri reduse, calitatea productiei, specializarea in domeniul produselor de nivel tehnic ridicat, sint caile care trebuie urmate.

Intr-o perioada redusa de timp, **SIDEX** trebuie sa creasca ponderea unor **produse noi,** cum ar fi: **banda laminata la rece pentru caroserii auto moderne** (in general tablele si benzile acoperite trebuie sa depaseasca ca pondere actualele produse de masa), **tabla groasa si medie, banda laminata la cald.**

Ca pol al siderurgiei nationale, poate si trebuie sa contribuie la cresterea competitivitatii altor uzine prelucratoare ale ramurii si le am in vedere atit pe cele specializate in prelucrarea produselor plate si a tevilor sudate, cit si pe cele specializate in fabricarea produselor lungi, inclusiv a tevilor, prin asigurarea atit a taglelor de relaminare cit si a taglelor tevi turnate continuu, in beneficiul ambilor parteneri.

Cu aceste ginduri si sperante, urez succes combinatului, tuturor angajatilor sai, satisfactii profesionale si multa sanatate, iar dumneavoastra - celorlalti - sa ajungem sa participam la cit mai multe aniversari, apropiati ca astazi si tot mai convinsi de viitorul metalurgiei romanesti.

dr. ing. Constantin-Gelu Radu

PENTRU INCA ALTI 25...

Lupta pentru o viata mai buna constituie tema obsedanta a omului dintotdeauna. Secolul XX a masurat nivelul de bunastare al unei natiuni prin raportul dat de cantitatea de otel pe cap de locuitor. Prin consonanta dintre realizarea autentica si realitatea poetica, **SIDEX S. A.** ocupa un loc aparte in industria metalurgica a tarii si a lumii. La baza eficientei sale sta o substanta reala, adevarul propriei

experiente de viata. Adevarul despre propia experienta de viata il dau oamenii, adica cei care **acum 25 de ani**, multi dintre ei foarte tineri, cu un temperament uneori hipersensibil, o data cu prima cupa de pamint scos pentru a face loc primei fundatii a combinatului au reusit pentru o clipa sa suspende timpul real. Pentru a duce la capat constructia acestui gigant a fost nevoie de foarte multa munca si de jertfe. Soarta lucrurilor durabile face ca ele sa se inalte pe sacrificiul celor anonimi. Posibil ca mintuirea acestei lumi se face prin jertfe, doar asa se explica, poate, faptul ca pretul cel mai greu care s-a platit ca aceasta cetate de otel sa existe a fost in oameni. Oameni care au albit pe platforma siderurgica galateana, care si-au riscat viata, si-au risipit timpul, iar uneori s-au pierdut. Datorita acestor oameni, la o virsta cind siderurgia moderna est-europeana isi cauta inca personalitatea, C. S. Galati s-a impus pe plan mondial ca un partener ambitios, serios si demn de luat in seama. Peste tara, dar si peste tarile lumii, in 25 de ani s-a revarsat un adevarat fluviu de otel galatean. El reprezinta o superba emblema a barbatiei si curajului, a muncii pline de daruire pentru mai bun si mai bine.

Sigur, siderurgia este ramura industriei cel mai des aratata cu degetul. Ori de bine, ori de rau. Dupa revolutia din '89 unii oameni ai zilei au vrut sa opreasca combinatul. Acesti potentati vremelnici n-au inteles ca oprirea combinatului inseamna, pentru industria romaneasca, sfirsitul. Acum 25 de ani cind s-a inceput constructia combinatului nu s-a gindit nimeni la ziua cind trbuie sa moara. Astazi cind serbam deja 25 de ani ne gindim la viitor numai ca la o reinviere. La multi ani!

Ing. Ioan Florentin SANDU,
Director general Sidex S.A.

Referate prezentate la a 51-a conferinta pe probleme de elaborare a fontei

Volumul 51, Intrunirea de la Toronto, 5-8 aprilie 1992

AGLOMERARE I

Aglomerarea optimizata *in privinta emisiilor toxice* **(EOS)** *- un nou procedeu de sporire a controlului poluarii, p.73*
Reducerea emisiilor poluante *ale fabricarii de aglomerare a firmei* **Hoogovens, Ijmuiden,** *p.95*

AGLOMERARE II

Protectia mediului *la fabricile de aglomerare ale uzinelor siderurgice, p.101*
Introducerea agentului desulfurant *de tip $Mg(OH)_2$ pe conducta de evacuare a gazelor de aglomerare si rezultatele in functionare, p.107*

CONTROLUL FURNALULUI

Rolul insuflarii de O_2 + combustibil *in cresterea productivitatii furnalului, p.139*
Cerintele in privinta caracteristicilor cocsului, *indeosebi la insuflarea unei cantitati mari de carbune, p.171*

OPERATIILE DE COCSIFICARE

Reparatiile la colectorul de gaze si plafonul cuptorului *la bateria nr.4 a firmei* **Armco - Ashland,** *p.339*
Bazele economice ale unui nou sistem de cocsificare *si ale unei noi structuri a procesului dintr-o cocserie - reactorul de cocsificare* **Jumbo,** *p.349*
Realizarea sistemului de control al planificarii *aplicind rationamentul pas cu pas la transportul intr-o otelarie, p.367*

CALITATEA COCSIFICARII

Punerea in functiune si exploatarea *instalatiei de control al umezelii carbunelui la uzinele Kimitsu,* p.377
Rolul rezistentei cocsului dupa reactie *(CSR) in comportarea acestuia in furnal, p.391*

DIFICULTATILE SIDERURGIEI VEST-EUROPENE SI IMPLICATIILE PENTRU ROMANIA

Ing. S. Florea, SIDEROM S. A.

C.Z.: 669.1

Recesiunea economica mondiala din ultimii ani a dus la scaderea consumului, inclusiv de produse siderurgice.

Dupa desfiintarea CAER-ului, tarile din Europa rasariteana cauta noi piete de desfacere pentru produsele lor. Tarile recent industrializate din Asia sint si ele in cautare de piete de desfacere. Aceasta duce la scaderea drastica sau chiar la o degringolada a preturilor produselor. In fata acestei situatii tarile occidentale industrializate iau masuri de fixare a unor cote la importul anumitor produse, iar Statele Unite au anuntat la sfirsitul lui ianuarie 1993 impunerea de taxe vamale "antidumping", in medie de 27%, asupra produselor siderurgice, considerate de europeni suficient de mari incit sa blocheze importurile, masura dictata de necesitatea modernizarii otelariilor vechi si dezvoltarea miniotelariilor proprii.

Masurile luate de S.U.A. vor duce la o scadere si mai mare a pretului otelului pe piata mondiala, deoarece peste sase milioane de tone vor trebui sa-si gaseasca alta destinatie. C.E.E., care exporta in S.U.A. 2,5 mil.t otel, considera ca masura este de natura sa o excluda de pe piata americana, de aceea C.E.C.O. cere sa se ia masuri ferme pentru a contracara actiunile Statelor Unite.

Datorita interdependentei economiilor si diviziunii internationale a muncii, politica blocurilor economice nu poate scoate economia mondiala din criza; nici "initiativa americana", de creare a unui bloc economic cu Canada si Mexicul si eventual alierea cu Japonia impotriva Pietei Comune, nu poate scoate situatia din impas.

Semnarea acordurilor de asociere la C.E.E. de catre Cehia, Slovacia, Polonia si Ungaria la 16 decembrie 1992, si in perspectiva si de alte tari est-europene, implica riscuri dar ofera si sanse economiilor vest-europene. Oricum, C.E.E. nu poate lasa o piata asa de importanta ca aceea a tarilor rasaritene sa fie acaparata de S.U.A. si de Japonia pentru a o izola si mai mult.

Contributia cea mai mare a statelor industrializate la evolutia favorabila a economiei mondiale si la liberalizarea comertului ar fi fost cu siguranta incheierea cit mai rapida a "Rundei Uruguay", care sa impuna reguli stricte in comertul international cu otel in privinta subsidiilor si barierelor tarifare, pentru inlocuirea blocurilor cu un acord multilateral.

Deocamdata negocierile in "Runda Uruguay" sint in impas si se asteapta un razboi economic intre Statele Unite, pe de o parte, si Piata Comuna pe de alta parte, cu consecinte negative pentru ambele parti.

Ca de altfel si pe plan mondial, in Europa de Vest exista o lipsa acuta de capital, datorita cererii mari interne (peste 60 mld.$ anual pentru noile landuri germane) si externe si crizei economice, care reduce posibilitatile de economisire. Aceasta lipsa contribuie si ea la mentinerea crizei.

Consumul de otel in lume

Pretutindeni in lume siderurgia se confrunta cu perspectiva cresterii neinsemnate a cererii de produse metalice. Industriile consumatoare de otel sint in recesiune. In industria constructiilor de masini se prognozeaza pentru 1993 o scadere de 5% a productiei; in constructii reducerea va fi de 3%, iar in industria electrotehnica va exista probabil o crestere neinsemnata a cererii de metal.

In 1992 consumul mondial de otel a fost de 623 mil. t, la nivelul lui 1991. In C.E.E. consumul a scazut de la 105 mil. t in 1991, cu 1,6%.

Dupa unele prognozari consumul de otel la nivel mondial va avea probabil o crestere de 1,5% in 1993.

Concomitent cu scaderea cererii de metal a crescut indicele de scoatere datorita noilor metode de realizare a produselor siderurgice, cum ar fi turnarea continua a sleburilor si benzilor subtiri, care contribuie la o scadere si mai mare a cererii de otel brut. De exemplu, in Occident, daca in 1974 dintr-o tona de otel se obtineau 780 kg produse finite, in 1991 s-a ajuns la 890 kg, ceea ce a dus la scaderea cererii, desi cantitatea produselor metalice realizate a crescut de la 380 mil. t la 432 mil. t in acelasi interval.

Situatia siderurgiei in Piata Comuna

In siderurgia occidentala lucreaza aproximativ 450.000 salariati, care realizeaza 22% din productia mondiala de materiale feroase. C.E.E. evalueaza productia proprie de otel pe 1993 la 131,5 mil. t, cu 2% mai mica fata de productia anului 1992. Exporturile de otel ale Pietei Comune in 1993 vor scadea probabil la 21 mil. t (de la 21,8 mil. t in 1992), iar importurile vor creste nesemnificativ de la 13 la 13,5 mil.t.

In prezent intreprinderile siderurgice din aceasta regiune se confrunta cu dificultati deosebite, in primul rind datorita cererii in scadere, care are ca efect reducerea gradului de utilizare a capacitatilor de productie (cu aprox. 25 mil. t). Indicele mediu de utilizare, care la laminoarele pentru tabla si benzi este de 77%, la cele de sirma de 68%, la tabla groasa 65%, profile grele 62%, usoare 63%, arata ca sint necesare masuri de reducere a capacitatilor. Surplusul de capacitati are ca efect cresterea cheltuielilor de regie. Producatorii din C.E.E. sint gata sa reduca cu 20 mil. t productia de otel brut si respectiv cu 16 mil. t pe cea

de produse lungi si plate daca Piata Comuna ar plati inchiderea unor uzin

Timpul nece ezafectarii capacitatilor in exces este de sase pentru intreprinderile mici si de 18 luni pentru c nari.

Piata Comuna angajat sa sprijine restructurarea siderurgiei p prii si sa reduca importurile.

In Occident se stine ideea conform careia criza economica si conc nta Estului ar duce la scaderea pretului otelului si dificultati mari pentru siderurgie, dar otelul im rtat din Est este de calitate inferioara (nu se i orta de ex. tabla speciala pentru automobile) si n prezinta decit citeva procente din consumul Occi ului. Unele firme, precum Thyssen, cer creste preturilor produselor siderurgice (pentru a face intreprinderile rentabile) si reducerea importurilor.

Ca urmare a celor sus mentionate, peisajul siderurgiei vest-europene va fi complet remodelat in urmatorii ani.

Prognoze si sugestii de reluare a cresterii

Pe termen scurt perspectivele insanatosirii pietei otelului par mai intunecate ca oricind. Pina in anul 2000 consumul de otel al C.E.E. va creste probabil anual cu doar 0,3%, iar forta de munca din siderurgie va scadea cu 3-4%.

Se considera ca realizarea pietei europene unice ar putea facilita restructurarea siderurgiei vest-europene, mai ales daca va creste exportul. In acelasi timp se asteapta o crestere a presiunii de introducere in C.E.E. a produselor din otel cu grad de prelucrare scazut din Europa de Est.

Pentru redresarea siderurgiei vest-europene se sugereaza actiuni in mai multe directii. In privinta introducerii de tehnologii noi acestea ar fi:

» injectia de praf de carbune in furnal;

» turnarea continua in sleburi subtiri si banda;

» elaborarea otelului in cuptoare cu arc de curent continuu;

» obtinerea materialului feros prin reducerea directa (DRI) din minereu de fier si carbune;

» folosirea cuptoarelor cu regeneratoare pentru recuperarea energiei si reducerea poluarii.

In acest scop se propune si infiintarea de societati mixte pentru reducerea cheltuielilor de retehnologizare si cresterea efortului comun de cercetare pentru obtinerea de noi tehnologii.

Pentru rentabilizare se are in vedere oprirea agregatelor neperformante si incetarea investitiilor care au drept scop cresterea capacitatii; proiectele de investitii vor fi avizate de C.E.C.O. - in cazul in care ar afecta piata sau nu ar introduce tehnologii noi nu se va da acordul si sprijinul.

Promovarea consumului de materiale feroase va fi stimulata prin investitii statului, mai ales in infrastructura. Recent, P a Comuna a aprobat alocarea citorva zeci de mi rde de $ in acest sens.

Investitii se vor face si in tarile furnizoare de materii prime, pentru asigu ea acestora. Se incearca de asemenea gasirea noi surse de deseuri feroase, pentru elaborare otelului, din afara Comunitatii (in fostele tari socialiste).

Preturile vor fi stabilizate prin reducerea interventiei statului, astfel inc sa se favorizeze initiativa si responsabilitatea intreprinderilor.

In probleme de marketing, previziunile cererii vor fi elaborate pe baza evolutiei probabile a sectoarelor consumatoare si a consumului specific de otel; va fi promovat otelul in competitia cu materialele inlocuitoare.

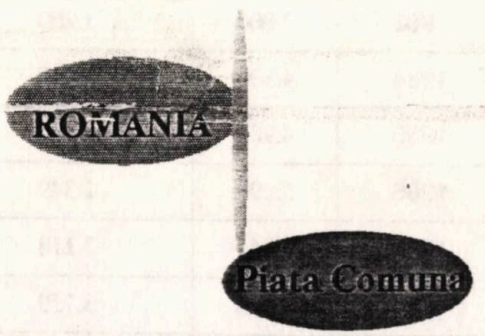
Vor fi de asemenea promovate o mai mare diviziune a muncii si crearea unei complementaritati a intreprinderilor comunitare.

Concluzii pentru siderurgia romaneasca

Criza siderurgiei occidentale afecteaza atit restructurarea siderurgiei in Romania, din cauza lipsei de capital excedentar, cit si exporturile noastre de produse siderurgice de calitate pe piata vestica. In anul 1993, pentru unele produse cu grad mic de prelucrare se prevad importuri din Romania in cantitate de: 50125 t rulouri, 145000 t tabla groasa si 80452 t produse profilate lungi, reprezentind o crestere de 20% fata de anul 1992. Aceste cifre sint nesemnificative fata de necesarul de export al siderurgiei romanesti.

Pentru asociere, Piata Comuna pretinde de asemenea Romaniei reducerea productiei siderurgice, ceea ce ar insemna dezafectarea multor capacitati de productie. Importanta pentru pastrarea unei productii ridicate la noi este promovarea consumului intern prin reluarea productiei constructiei de masini si utilaje care ar putea fi exportate pe alte piete in locul otelului.

Esuarea "Rundei Uruguay" va crea necazuri suplimentare exportului nostru de produse siderurgice datorita cresterii ofertei pe piata mondiala.



COORDONATE ALE METALURGIEI IN TURCIA

(al 7-lea Congres International de Metalurgie si Materiale - 4 - 8 mai, 1993 Ankara)

Ing. D. Anghelina **S. C. "Siderurgica" S. A. Hunedoara**

S. l. ing. V. Geanta **Universitatea "Politehnica" Bucuresti**

Dr. ing. A. Dima **Institutul Politehnic Iasi**

C.Z.:669

Continuind o traditie de peste 18 ani, TMMOB (Turkyie Metalurji Muhendisleri Odasi Birligi) - Uniunea Camerelor Inginerilor Metalurgi din Turcia a organizat si desfasurat intre 4 si 8 mai la Ankara o importanta manifestare tehnico-stiintifica in domeniul metalurgiei, realizata la nivel international, fiind cuprinse peste 130 de lucrari din 14 tari raspindite in intreaga lume.

Caracterul inedit al editiei din acest an a fost asigurat in primul rind prin concentrarea intregii problematici din acest domeniu intr-o actiune comuna, denumita "Saptamâna Metalului". Astfel, pe linga congresul propriu-zis, menit sa polarizeze experienta bogata acumulata in universitatile tehnice, institutele de cercetare si companiile producatoare de otel, aceasta a cuprins pentru prima data, realizind un adevarat efect de sinergie, cea de-a doua editie a Tirgului international de tehnologii, instalatii si produse din domeniul obtinerii si turnarii fontei si otelului - "ANKIROS'93", precum si prima editie a Tirgului international de tehnologii, instalatii si produse din domeniul obtinerii metalelor neferoase "ANNOFER'93".

Lucrarile congresului, desfasurate pe parcursul a cinci zile, au acoperit o arie larga din domeniul metalurgiei, fiind grupate pe o serie de sectiuni in modul urmator: asigurarea calitatii, metalurgia cuprului, productia de otel si fonta, hidrometalurgie, productia de feroaliaje, tratarea in stare lichida a aliajelor feroase, metalurgie fizica, turnarea metalelor si aliajelor, metalurgia pulberilor, materiale refractare si ceramice, tratamente termice si termomecanice, materiale compozite, acoperiri metalice si protectia impotriva coroziunii, sudura. Publicarea acestora, finalizata in momentul inceperii congresului, s-a realizat in conditii grafice deosebite prin editarea a doua volume in limbile engleza si turca, din lucrari in prealabil selectionate in vederea participarii si prezentarii. Ele au contribuit, alaturi de discutiile utile cu care au fost completate, la accelerarea transferului stiintific si tehnologic, constituit din ultimele realizari in domeniul metalurgiei si stiintei materialelor, in aria de aplicabilitate a practicii industriale.

Premisele necesitatii avide privind un asemenea transfer au fost legate, conform ideilor exprimate in

Tabelul 1

Valori caracteristice ale productiei de otel brut in Turcia [5]
Crude steel production figures for Turkey

Anul	Total productie, mii t	Din care companii private(CEA), mii t	Ponderea procedeului electric(CEA), %	Productie specifica de otel, Kg/loc	Consum specific de otel, Kg/loc
1980	2.400	690	27,6	56	72
1981	2.500	707	29,5	53	72
1982	3.200	991	31,0	69	71
1983	3.800	1.200	31,6	80	91
1984	4.300	1.488	34,6	86	109
1985	4.900	1.666	34,0	97	100
1986	5.297	2.349	39,6	115	114
1987	7.044	3.118	44,3	133	135
1988	7.983	3.759	47,1	147	132
1989	7.934	4.627	58,3	143	142
1990	9.462	4.921	52,0	166	148

mod clar de catre organizatori, de caracterul ascendent al dinamicii productiei de otel in Turcia (tab.1).

Alaturi de acestea, mai trebuie mentionat faptul ca in anul 1992 productia a atins aproape 10 mil.[2], realizata in trei mari companii integrate, specializate in produse plate (ERDEMIR, Eregli respectiv Iskenderun) si lungi (TDCI, Iskenderun, Karabuk), ce realizeaza circa 3/4 din productia susmentionata. Restul se realizeaza in peste 20 de mici companii semiintegrate. Totalul personalului angajat in unitatile siderurgice insumeaza circa 45000, in timp se ponderea utilarii procedeelor de elaborare este urmatoarea:

» cuptoare Martin, 7,5 %;

» cuptoare electrice cu arc 15 %;

» convertizoare cu oxigen, restul.

Fluxul tehnologic in cadrul otelariilor electrice, spre exemplu, cuprinde aproape in exclusivitate elemente moderne ca: pregatirea si preincalzirea incarcaturii metalice - topire in cuptoare UHP de inalta productivitate - tratare in oala in instalatii de tip LF - turnare continua.

Pe baza datelor de mai sus se pot trage doua concluzii extrem de semnificative:

» ponderea turnarii continue este de 83,0 % (fata de 82,7 % Ungaria, 83,3 % pentru total tari din Vest, 75,4 % in Statele Unite, respectiv 66,6 % la nivel mondial) in 1991 [4];

» productia specifica a crescut continuu, Turcia trecind din pozitia de "net-importator" in cea de "net-exportator" [4].

In plus, faptul ca productia actuala cuprinde peste 95 % marci de otel fara prescriptii deosebite ale compozitiei chimice, pentru aproximativ aceleasi sortimente si tipodimensiuni de semifabricate duce la ideea ca siderurgia acestei tari reprezinta un concurent important pentru Romania. Afirmatia are in vedere si existenta unor conditii mai bune privind asigurarea resurselor de materii prime si energie, respectiv a pietelor de desfacere, precum si tendinta de crestere continua a productiei anuale la circa 12 mil.t peste 1,5 - 2 ani.

Cu toate acestea, se poate afirma ca Turcia dispune de un potential limitat comparativ cu tara noastra in acest domeniu, ca urmare a unor conditii specifice ca:

» lipsa unui numar ridicat de cadre tehnice cu pregatire superioara (cifra actuala cuprinde circa 4000 ingineri metalurgisti), in timp ce reteaua de institutii de cercetare si proiectare specializate este de asemenea putin extinsa;

» ponderea otelurilor de calitate superioara este redusa, existind practic o singura mare companie producatoare, ce realizeaza anual circa 200000 t semifabricate, corespunzator normelor indigene si straine (DIN, AISI, SAE, BS, JIS, GOST, AFNOR etc.) [5] Astfel, in practica dezvoltarii viitoare a volumului productiei de otel conform potentialului existent in Romania, ar fi util sa se abordeze aspecte legate de cresterea ponderii otelurilor de calitate superioara (inclusiv a celor inalt aliate) in paralel cu pregatirea conditiilor pentru extinderea turnarii continue.

In plus, participarea mai activa a industriei siderurgice din tara noastra in cadrul mecanismelor pietelor internationale de astfel de produse ar putea contribui - in opinia multora dintre participantii straini la aceasta expozitie - la reechilibrarea si dinamizarea relatiilor concurentiale intre producatori si consumatori. O mentiune specifica s-a facut si in ceea ce priveste oportunitatea cresterii aportului tehnico-stiintific international al specialistilor romani, fiind apreciata cu aceasta ocazie si participarea delegatiei tarii noastre cu un numar de sase lucrari in cadrul congresului. In acest mod, Romania s-a situat, atit cantitativ cit si calitativ prin tematica abordata in lucrari, la un nivel comparabil alaturi de tari cu o siderurgie dezvoltata (Germania, Marea Britanie, Belgia, Finlanda).

BIBLIOGRAFIE

[1] x x x - *Proceedings of 7th Int. Metallurgy and Materials Congress,* vol.1,2,4 - 8 Mai 1993, **Ankara, Turcia.**

[2] x x x -*ANKIROS '93 si ANNOFER '93* Exhibition Book, 4 - 8 Mai, **Ankara, Turcia.**

[3] x x x - *Turkish Iron & Steel Association Year Book, 1991,* **Ankara. Turcia.**

[4] x x x - *World Steel in Figures,* IISI, 1992, **Bruxelles, Belgia.**

[5] x x x - *ASIL CELIK Catalog,* 1992, **Bursa, Turcia.**

Sa mâna metalului

ANKIROS 3 ANNOFER '93

CERCETARI PRIVIND REALIZAREA ALIERII SUPERFICIALE UTILIZIND INSTALATIA LASER

Dr. ing. V. Munteanu

Dr. ing. T. Levcovici

Ing. Maria S. Levcovici

S. C. ICPPAM - S. A. Galati

Fiz. Maria M. Sumurduc

Ing. fiz. D. Stavar

Universitatea "Dunarea de Jos" Galati

C.Z.: 621.78

Intr-o serie de ramuri industriale cum sint constructia de masini, electrotehnica si electronica, progresul tehnic a determinat conditii de exploatare de severitate sporita in straturile superficiale ale pieselor. Pentru a se obtine o durabilitate satisfacatoare, in aceste straturi trebuie sa se asigure un complex superior de proprietati mecanice si tehnologice. In situatia penuriei accentuate in domeniul elementelor de aliere, la realizarea unor asemenea repere se pot utiliza tot mai greu materiale cu grad ridicat de aliere.

Ca alternativa, se desfasoara cercetari pentru promovarea tehnologiilor neconventionale de prelucrare, care sa permita modificarea corespunzatoare a proprietatilor in straturile superficiale ale reperelor realizate din oteluri sau fonte cu continuturi scazute de elemente de aliere. In multe situatii proprietatile nu se pot realiza prin tranformarile structurale determinate de tratamentele termice, fiind necesara modificarea locala a compozitiei chimice cu ajutorul fasciculului de electroni, a radiatiei laser etc.

Pentru prelucrarea superficiala a reperelor la presiunea obisnuita, literatura de specialitate recomanda in multe cazuri folosirea radiatiei laser. Pe aceasta baza a fost realizat un program de cercetari vizind atit tratamentele superficiale din faza lichida sau solida cit si alierea superficiala.

INSTALATII SI MATERIALE

Pentru realizarea cercetarilor s-a utilizat instalatia *LASER GT 1200 W* realizata de **ICEFIZ - IFTAR BUCURESTI**. Aceasta instalatie este alcatuita dintr-un generator optocuantic de tip molecular, o masa de lucru pentru deplasarea suprafetei supuse prelucrarii si un sistem optic de dirijare si focalizare a fasciculului laser de la generator la suprafata respectiva.

Caracterizarea zonelor prelucrate cu laserul a fost realizata cu ajutorul mocroscopului metalografic **NEOPHOT**, microdurimentrului **PMT-3** si durimetrului **HPO-10.**

Au fost procurate materiale in stare de pulbere, necesare realizarii retetelor de amestecuri pentru aliere, recomandate in literatura de specialitate sau concepute pe aceasta baza. Astfel s-au utilizat : **Cr, Ni, Co, Si, Al, WC, TiN, TiB_2, CrBSi, Al_2O_3, TiO_2** etc. Cu aceste materiale au fost realizate paste, prin amestecuri de pulberi si liant, care s-au aplicat pe probe provenind din doua grupe de materiale : oteluri de scule si fonte cu grafit nodular. In tabelul 1 se prezinta compozitia chimica a materialelor de baza.

Tabelul 1

Marca	Compozitia chimica, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Al
90VMoCr18	0,90	0,35	0,35	1,60	0,3	0,27	0,17	0,02
Fgn A2	3,00	0,68	3,50	-	-	-	-	0,05
RUL 2	0,98	1,20	0,57	1,58	-	-	-	0,05
OSC 10	1,01	0,30	0,27	0,14	0,21	-	-	0,03

EXPERIMENTARI IN LABORATOR

Pentru marirea rezistentei la uzura a suprafetelor in contact dinamic se recomanda cresterea stabilitatii microstructurii materialului la tendinta de descompunere si dedurificare produsa la incalzirea in exploatare.

Aceasta se poate realiza in primul rind prin alierea otelului cu elementele ce ridica temperatura de transformare de faza. Din acest punct de vedere, cobaltul este cel mai eficient element de aliere. Prin dizolvarea sa in martensita, ridica temperatura transformarii feritei in austenita si stabilitatea solutiei solide impotriva dedurificarii la revenire. Cobaltul favorizeaza durificarea prin precipitare si mareste sensibilitatea la durificarea secundara a otelului prin separarea compusilor intermetalici de tipul $(Co, Fe)_7(W,Mo)_6$ si a carburilor de tipul M_6C. Introducerea wolframului are ca efect inbunatatirea

stabilitatii termice si durificarea structurii materialului ca urmare a dizolvarii in matrice. Se mareste rezistenta solutiei solide la descompunere si cea a carburilor aliate (fin dispersate) la coagulare. Nichelul si cromul durifica matricea si coboara temperatura de tranzitie a feritei. Aluminiul si siliciul micsoreaza cantitatea de austenita reziduala la calire. Toate aceste elemente de aliere, prin dizolvarea in martensita, îi maresc duritatea si stabilitatea la revenire. Siliciul, aluminiul si

Tabelul 2

Cod reteta	Compozitia chimica, %										
	WC	Co	Cr	B	Si	Ni	Al	TiN	TiB_2	Al_2O_3	TiO_2
W1	73	12	-	-	15	-	-	-	-	-	-
W3	66	9	-	-	-	-	-	25	-	-	-
W5	53	7	-	-	15	-	-	25	-	-	-
W6	66	9	-	-	-	-	-	-	25	-	-
W7	53	7	-	-	15	-	-	-	25	-	-
W9	69,5	10,5	4	0,8	0,8	13,4	-	-	-	-	-
CrBSi	-	-	76	16	6	-	2	-	-	-	-
C3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	87	13

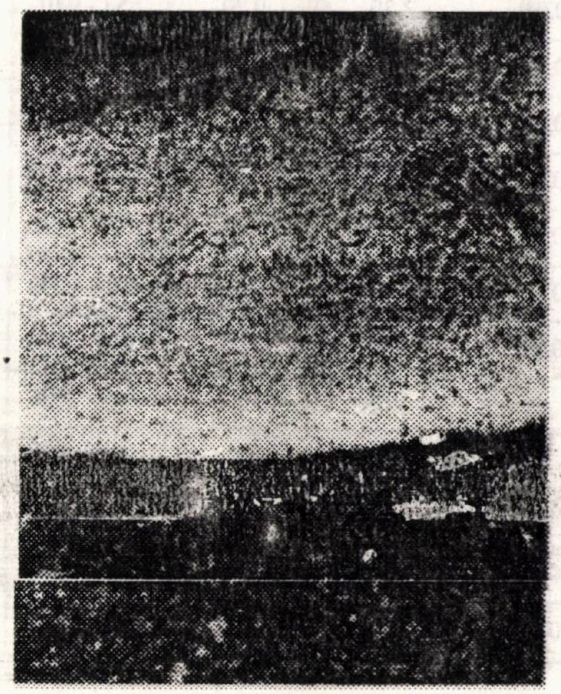


Fig. 1
90VMoCr18 aliat cu W1 (x 100)
W1 alloyed 90VMoCr18, x 100

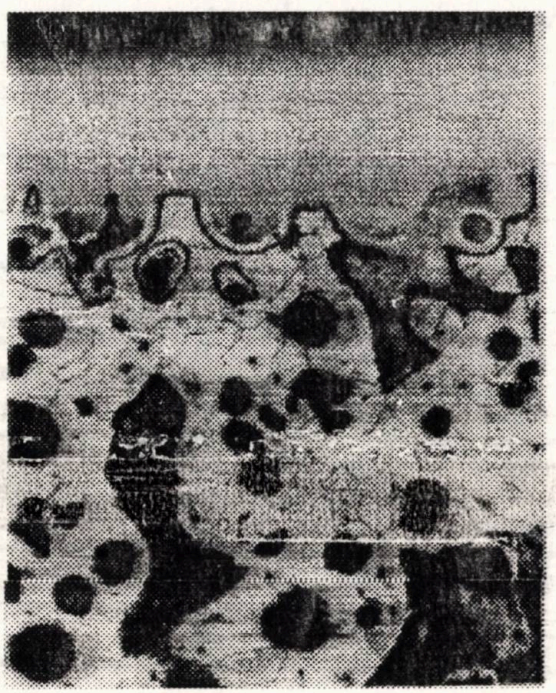


Fig. 2
Fgn A2 aliat cu W1 (x 100)
W1 alloyed Fgn A2, x 100

cromul formeaza pelicule protectoare de oxizi care maresc rezistenta la oxidare a materialului.

Prezenta carburilor si nitrurilor determina cresterea duritatii si a rezistentei la uzura abraziva, **TiC, TiN, WC, Cr_3C_2, TiB_2** etc. sint stabilite in austenita pina la temperaturi ridicate, favorizind obtinerea unor granulatii fine, cu rezistenta si stabilitate ridicate.

Avind in vedere aceste considerente, au fost preparate paste cu compozitia chimica prezentata in tabelul 2. La realizarea pastei s-a folosit hidroxietilceluloza. Deoarece uniformitatea proprietatilor este direct legata de gradul de omogenizare a amestecurilor de pulberi, inaintea introducerii hidroxietilcelulozei s-a realizat o mojarare manuala a amestecurilor.

Dupa uscare, straturile de material de adaos de pe probe au fost calibrate prin prelucrare mecanica pe o masina de rectificat, asigurindu-se o grosime de 0,20 - 0,25 mm.

Prin prelucrare cu diferite densitati de energie ale radiatiei laser s-a urmarit identificarea

Tabelul 3

Materialul de baza	Codul materialului de adaos	Regim de lucru, K(J/mm^2)	Geometria stratului depus				Duritatea HV5, DaN/mm^2
			Defecte*)	Adaosul de prelucrare mm	Latimea fisiei, mm	Grosimea stratului topit, mm	
90VMoCr18	W1	240	v	0,07	1,80	0,60	900 - 959
90VMoCr18	W5	453	p	0,06	1,85	0,50	682 - 733
90VMoCr18	W6	170	v+p	0,40	1,95	0,57	1154 - 1266
90VMoCr18	W7	170	v+p	0,08	1,75	0,24	857 - 949
90VMoCr18	W9	642	v+p	0,10	1,40	0,26	838 - 1020
90VMoCr18	CrBSi	240	-	0,04	1,50	0,41	927 - 1234
90VMoCr18	C3	120	-	0,04	2,30	0,20	857 - 910
Fgn A2	W1	120	v	0,25	3,00	0,16	1120 - 1197
Fgn A2	W9	105	v	0,04	3,30	0,10	874 - 969
RUL 2	W1	242	-	0,04	1,23	0,24	1043 - 1378
RUL 2	W1	171	-	0,02	1,84	0,20	1197 - 1283
RUL 2	W6	242	-	0,05	1,10	0,28	986 - 1081
RUL 2	W6	171	v	0,03	1,55	0,23	1346 - 1413
RUL 2	C3	50	-	-	1,80	-	983 - 1006
RUL 2	C3	206	-	-	1,90	-	909 - 945
OSC 10	W1	120	v	0,15	3,00	0,12	1071 - 1118
OSC 10	W3	240	v	0,07	1,20	0,10	1008 - 1327
OSC 10	W7	240	-	0,14	1,00	0,45	824 - 929

*) - v - vaporizari; p - pori

materialelor de adaos si a conditiilor de lucru susceptibile sa duca la obtinerea unui complex de proprietati mecanice si tehnologice superior, in stratul superficialal reperelor.

Pentru topirea si alierea superficiala a probelor au fost utilizati urmatorii parametri de lucru :

» puterea radiatiei laser: P = 900 - 950 W;

» viteza relativa de baleiere : v = 1,2; 2,5; 3,2 mm/s;

» diametrul fasciculului : 1 = 1,2; 1,7; 2,4; 3,3 mm.

In tabelul 3 sint prezentati parametrii de lucru pentru fiecare proba si material de adaos, precum si rezultatele determinarilor macroscopice, microscopice si de duritate, in cazul regimurilor utilizabile in scopuri tehnologice. Pe baza acestor determinari s-a stabilit compatibilitatea materialelor de adaos cu materialele de baza si conditiile specifice pentru realizarea alierii superficiale cu laserul.

Regimul de lucru al instalatiei laser a fost caracterizat prin factorul:

$$k = \frac{p}{d \cdot v}, \ I/mm^2$$

unde : p este puterea radiatiei laser, W;

Fig. 3
RUL 2 aliat cu W6 (x100)
W6 alloyed RUL 2, x 100

Fig. 4
OSC10 aliat cu W3 (x 100)
W3 alloyed OSC10, x 100

NOTA:
- Fetele în contact sunt aliate superficial cu fascicolul laser

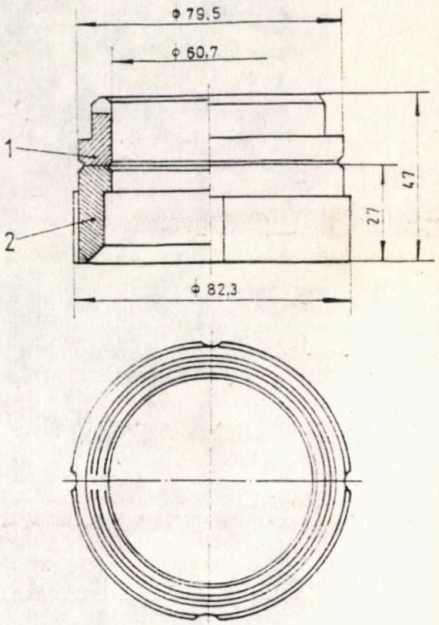


Fig. 5
Inele de etansare
Tightening O. rings

NOTA:
- Fetele A sunt aliate superficial cu fascicolul laser

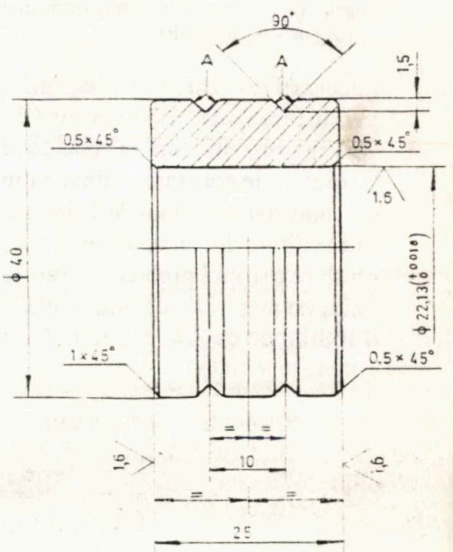


Fig. 6
Rola de ghidare
Guide roll

d - diametrul fasciculului laser la contactul cu piesa de prelucrat, mm;
v - viteza relativa de deplasare intre fascicul si piesa prelucrata, mm/s.

In figurile 1-4 sint prezentate aspecte ale microstructurii in sectinunea transversala a zonelor aliate. Probele au fost atacate cu nital 2%.

UNELE APLICATII INDUSTRIALE

In urma experimentarilor de laborator au fost stabiliti parametrii de lucru si s-a realizat baza tehnico-materiala pentru prelucrarea in conditii pilot a unor repere utilizate in industria siderurgica.

A fost ales ansamblul inelelor de etansare de la pompele de vehiculare a apei supraincalzite, care a fost reproiectat, in solutia constructiva cu suprafetele supuse la uzura aliate superficial prin prelucrare cu fascicul laser (fig.5). Seturile de inele au fost confectionate din otel 90VMoCr18 si fonta FgnA2.

De asemenea, au fost executate role pentru ghidarea sârmei in masina de fabricat cuie (fig.6). Aceste repere au fost realizate din oteluri OSC10 si RUL2.

Pentru prelucrarea cu fasciculul laser a suprafetelor solicitate la uzura intensiva a fost

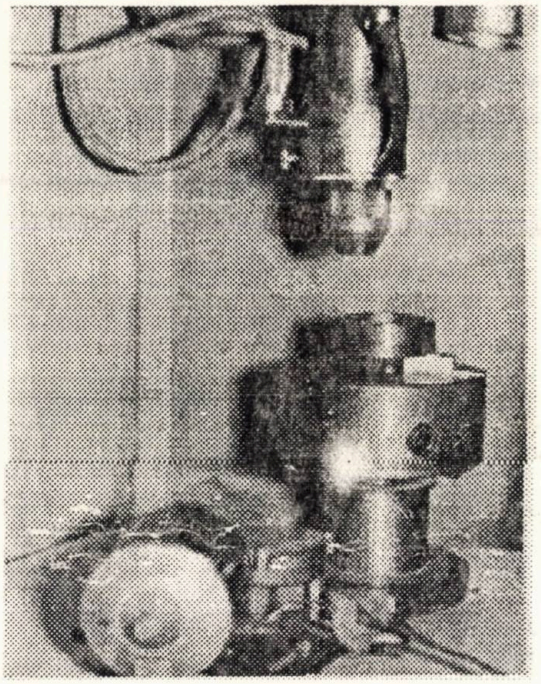


Fig. 7
Dispozitiv de prelucrare a inelelor de etansare
O-ring processing device

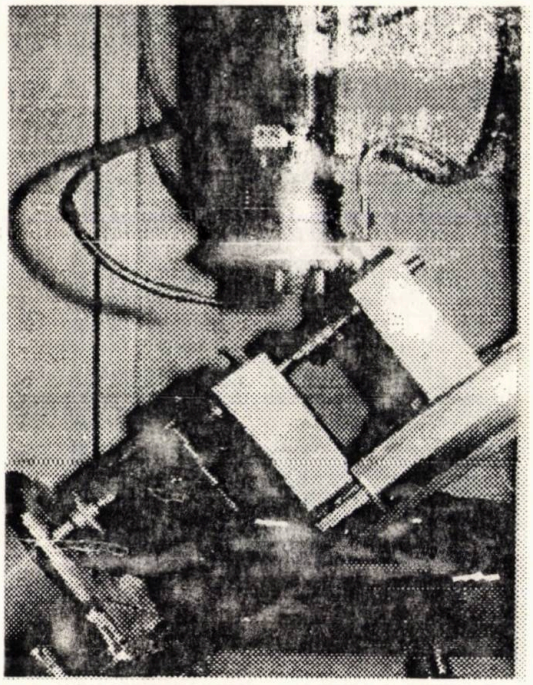


Fig. 8
Dispozitiv de prelucrare a rolelor de ghidare
Machining device for guide rolls

necesara realizarea de adaptari si dispozitive pentru producerea miscarii de avans (fig.7 si 8).

In urma utilizarii in conditii industriale, a rezultat ca inelele de etansare realizate din fonta Fgn A2 aliata cu material de adaos W1 au prezentat o crestere a durabilitatii in exploatare de 2,5 ori, iar rolele de ghidare a sirmei prelucrate din otel RUL2 aliat superficial cu materiale de adaos W1 si W6 au prezentat o durabilitate de 2,7, respectiv 3,1 ori mai mare decit in situatiile initiale.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Arhipov V. R., Smolenskaia T.A.** *Particulitatile alierii cu laser a otelului U10 utilizind pulbere pe baza de wolfram.* MITOM, nr.10, 1985.
[2] **Sur E. A., Barton G., Bergmann W.H., Mordike N.** *Surface alloying during laser moulding.* Laser Material Processing sesiunea 4, 1988.
[3] **Draganescu V., Velculescu, V.G.** *Prelucrari termice cu laseri.* Editura Academiei, 1986.

Referate prezentate la a 51-a conferinta pe probleme de elaborare a fontei

Volumul 51, Intrunirea de la Toronto, 5-8 aprilie 1992

CERCETARI IN PRIVINTA COCSIFICARII

Studiul zonei plastice *in camera de cocsificare prin simularea matematica a procedeului, p.421*
Interactiunea carbunelui si cocsului de petrol pe timpul cocsificarii, p.435

REDUCEREA DIRECTA

De ce **Corex**?, *p.469*

PRODUSE SECUNDARE SI ENERGIE

Efectele componentelor nedizolvabile ale chinolinei din gudron *asupra comportarii produselor fabricate din carbune si grafit, p.487*
Avantajele prezentate de protectia mediului *si in functionare oferite de instalatia de distrugere a acidului cianhidric, p.493*
Indepartarea NH_3 si a H_2S *din gazul de cocserie si prelucrarea lor, p.501*
Comportarea la fisurare a brichetelor pe timpul cocsificarii *in procesul de brichetare, p.593*
Noi realizari tehnice in sistemul de cocsificare *fara recuperarea gazelor la firma Pennsylvania Coke technology Inc (*"**FACTI**"*)*
Model de comparare economica *a injectiei in furnal de gaz natural, petrol si carbune, p.609*
Referatele de mai sus exista in **biblioteca CIDMET** *si va stau la dispozitie pentru consultare.*

DETERMINAREA METALOGRAFICA A GRADULUI DE MODIFICARE A SILUMINURILOR

Prof. dr. ing. P. Moldovan

Conf. dr. ing. I. Chira

Ing. Mihaela Pana

Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. Irina Paunescu

I. N. T. E. C. - S. A. Bucuresti

C.Z.: 620.18

Eficienta procesului de modificare a aliajelor neferoase secundare destinate turnarii este conditionata de acuratetea metodei de estimare a gradului de modificare, respectiv de aprecierea corecta a oportunitatii turnarii topiturii sau a reprocesarii metalurgice a acesteia (rafinare, modificare).

Dintre metodele uzuale de apreciere a gradului de modificare se pot enumera urmatoarele tehnici:

» controlul prin analiza optica metalografica pe slifuri metalografice; se refera in special la analiza morfologiei eutecticului (tip, dimensiuni medii, grad de dispersie), dar metoda, desi are o eficienta ridicata, implica un timp apreciabil care afecteaza calitatea topiturii, in special la modificarea cu sodiu, cu durata scurta de utilizare;

» analiza termica si sesizarea pe curba de racire a punctelor de transformare, respectiv marimea temperaturii lichidus de inceput de solidificare a SS α_{Al} primare si a palierului eutectic; este o tehnologie eficienta, rapida dar necesita o aparatura inca scumpa si tehnicieni cu inalta calificare;

» masurarea conductibilitatii electrice specifice a aliajului, se bazeaza pe faptul ca, in timpul modificarii, structura este determinata de forma, dimensiunile si dispersia cristalelor de siliciu, a interfetelor acestora cu matricea de SSα_{Al} si pentru structuri modificate tipice se obtin valori reproductibile ale conductibilitatii electrice specifice pentru restul conditiilor de incercare pastrate constante (marci de aliaj, continut total de impuritati si incluziuni nemetalice solide si gazoase etc.); metoda este similara cu tehnica determinarii carbonului echivalent si a gradului de saturatie la fontele modificate, dar punerea la punct a tehnicii implica cercetari detaliate in domenii si adaptarea incercarii propriu-zise pentru conditiile concrete ale fiecarui caz in parte;

» aprecierea gradului de modificare pe baza fractografiilor si analizei de microscopie electronica sau analizei vizuale a fracturii probelor tehnologice; tehnica este bine pusa la punct pentru costul fontelor albe-pestrite si a celor cenusii, modificate prin utilizarea probei tip pana; este o metoda simpla si suficient de precisa, tehnic fiind integrata in lantul de determinari a compactitatii peretelui si gradului de degazare, specifice aliajelor neferoase turnate;

» determinarea compozitiei chimice a topiturii si in special masurarea continutului remanent de element modificator: Na,Sr,Ca,Ba etc.; desi este metoda cea mai exacta, dureaza mult, nu este fezabila in timpul util de folosire a topiturii respective si similar cu determinarea magneziului remanat de la fontele modificate sau a celor cu grafit compact (nodular- vermicular). Este o tehnica cu importanta in domeniul cercetarii fundamentale si inca nu poate fi utilizata curent in practica.

In mod uzual, aprecierea gradului de modificare, practic, se face prin analiza vizuala a fracturii probelor tip pana, tronconica sau bara in functie de dispersia si intensitatea reflexiei luminii de catre microcristalele de siliciu.

Proba tronconica, similara cu cea utilizata pentru determinarea spectrala a compozitiei chimice sau a gradului de gazare, are dimensiunile in raport cu

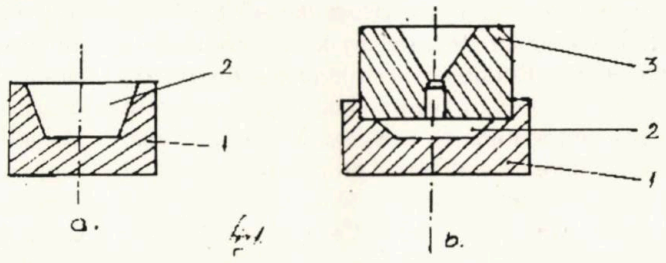
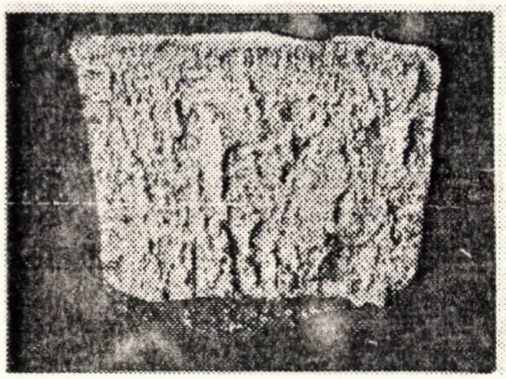


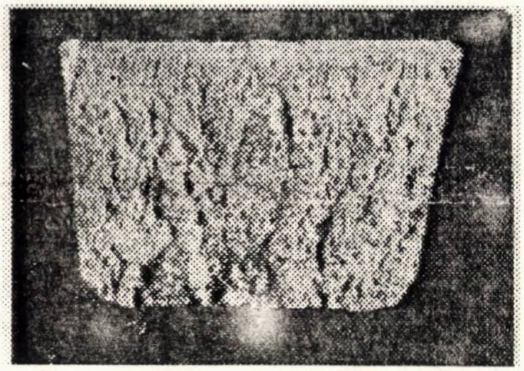
Fig. 1

Turnarea probelor pentru analiza chimica pe cale spectrometrica, determinarea gradului de degazare si realizarea fractografiilor de apreciere a gradului de modificare: a- pentru topituri corect eleborate, curate; b- pentru topituri din deseuri, gazate, impurificate si insuficient rafinate; 1- forma metalica (cochila) din cupru, masiva, cu Xpmin≅ 60 mm; 2- epruveta propriu-zisa, proba brut turnata; 3- pîlnie, fie permanent metalica, fie temporara-consumabila, din nisip peliculizat.

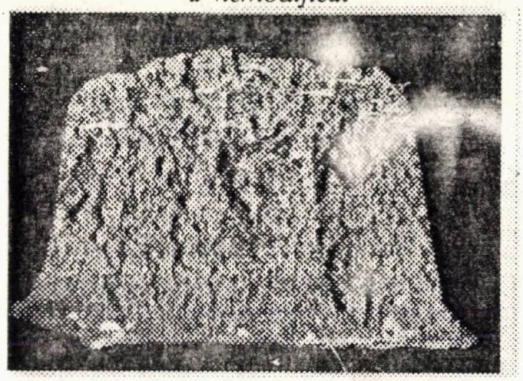
Moulds for casting samples



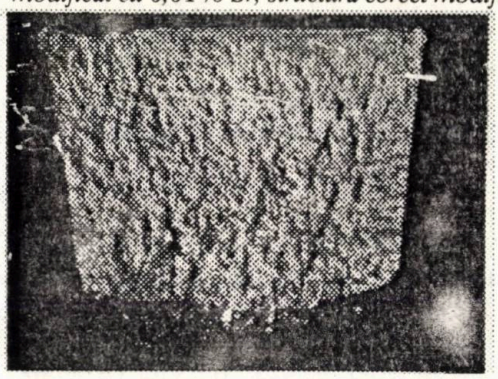
a- nemodificat



c- modificat cu 0,01% Sr, structura corect modificata



b- modificat cu 0,005% Sr, structura submodificata



d- cu 0,03% Sr, structura supramodificata

Fig. 2

Fractografiile probelor tronconice de determinare a gradului de modificare a siluminului ATSi10Mg turnat: a- nemodificat; b- modificat cu 0,005% Sr, structura submodificata; c- modificat cu 0,01% Sr, structura corect modificata; d- cu 0,03% Sr, structura supramodificata
Fractures of samples for innoculation degree evaluation

grosimea medie de perete a piesei si turnarea ei se realizeaza in acelasi tip de forma de turnare ca si piesele respective (deci cu indicele bf = ct); aceste probe se sparg cu ciocanul manual sau la o presa de deborurare, prin comprimarea acesteia (fig.1).

In figura 2 sint prezentate fotografiile fracturilor unor epruvete tronconice (ϕ min. = 25 mm, ϕ max. = = 30 mm si N = 23 mm) turnate din AT Si 10 Mg STAS 201/1-80 cu diferite grade de modificare, modificarea realizindu-se cu strontiu in proportie de 0,005, 0,01 si 0,03% Sr (cantitati introduse, calculate si un continut remarent); compozitiile chimice reale ale sarjelor din care s-au turnat probele cercetate s-au incadrat in limitele: 9,18 - 9,83%Si; 0,28 - 0,32%Mg; 0,28 -0,42%Mn; 0,05 - 0,07%Cu; 0,37 - 0,43%Fe. Modificarea s-a realizat cu prealiaj AlSrSi: 10%Sr; 7,8%Si: 0,4%Ca; 0,4%Fe, utilizindu-se metoda clopotului imersat (protejat cu o compozitie grafitica si calcinat 1h la 800^{0}C).

Aspectul fracturii probei este strict corelat cu gradul de modificare, pentru restul parametrilor pastrati constanti.

In acest fel, la probele bazaltice nemodificate ruptura este groba, cu graunti bazaltici (preponderent produsa intercristalin), caracterizata de prezenta unor puncte cu straluciri metalice puternice datorate cristalelor mari de siliciu, sub forma de ace si placi (fig.2, a).

Modificarea urmareste finisarea si marirea dispersiei siliciului din eutectic, farimitarea acestuia; vizual, aceste modificari sint percepute prin schimbarea aspectului fracturii probei. Astfel ruperea este tot zgrunturoasa, dar cu un grad mai atenuat al maririi asperitatilor, stralucirile metalice sint mai putin accentuate, culoarea rupturii este tot gri, dar cu o nuanta mai inchisa fata de cazul precedent. Gradul de dispersie al siliciului este mai ridicat comparativ cu aliajul nemodificat, dar insuficient totusi pentru ca topitura sa aiba calitatea adecvata turnarii, in special in cazul formelor din amestec de formare. Este cazul deci al unei submodificari: fie ca se utilizeaza turnarea in conditiile unei solidificari cu viteza de racire marita (forme crude din amestec de formare, forme metalice - cochile sau piese cu pereti subtiri), fie ca se repeta modificarea (fig.2,b).

Modificarea corecta, cu un continut optim de element modificator, da probe cu ruptura fina, fara straluciri metalice puternice (fig.2,c); fata de casura bazaltica, groba, in cazul modificarii corecte ruptura este fina, uniforma, gri-cenusiu fibros, fara punctele stralucitoare de siliciu grob, sub forma de placi de mari dimensiuni.

Supermodificarea da aspectul rupturilor zonelor de transcristalizare: casura este zgrunturoasa, bazaltica, apar din nou stralucirile metalice puternice ale cristalelor grobe de siliciu coagulate; diferenta dintre supramodificare si submodificare se face pe baza uniformitatii aspectului casurii (fig.2,d). La supramodificare zonele de coagulare a siliciului se deosebesc net de zonele corect modificate dupa culoare, aspect si repartitia neuniforma in suprafata fracturii. Submodificarea are aspectul zgrunturos-stralucitor pe intreaga sectiune a probei; aliajul supramodificat are numai anumite portiuni ale rupturii de acest gen, pe un fond de ruptura fina gricenusiu, unde modificarea este corecta.

Metoda este simpla, suficient de exacta; neproductibilitatea tine de subiectivitatea si experienta tehnologica a operatorului si, combinata cu metodele clasice de analiza optica metalografica, analiza termica si determinarea caracteristicilor mecanice ale lotului de epruvete martor turnate o data cu piesa, poate servi la controlul corect si eficient al productiei unei turnatorii de neferoase.

Analiza optica metalografica a siluminurilor este o tehnica cunoscuta, eficienta, cu rezultate bune in laboratoarele dotate corespunzator, dar cu deficienta majora pentru ca este realizata dupa turnarea pieselor si este o metoda distructiva, care duce la pierderea piesei eventual expertizate.

Standardizarea acestei tehnici metalografice generale pentru cazul particular al siluminurilor turnate s-a realizat in anul 1986 de catre **AFS** (**A**merican **F**oundrymen's **S**ociety - Comitetul G2) prin norma "*Microstructure Control in Hypoeutectic Al-Si Alloys*", ale carei proiecte au fost discutate in anul 1985 la **C**onferinta **I**nternationala a **P**relucrarii Aluminiului Topit (The **I**nternational **M**olten **A**luminium **P**rocessing **C**onference - respectiv **M**olten **M**etal **P**rocessing **C**ommittee 2G) [1].

Proba, in general reziultata prin sectionarea epruvetei rotunde utilizate pentru incercarea de tractiune, este pregatita prin polizare, slefuire, lustruire dupa tehnicile cunoscute in metalografie.

Atacul se face in general cu solutie pe baza de acid fluorhidric (conc. 5-10%); pentru marirea contrastului si diferentierea fazelor, se poate face si o corodare:

» pentru aliaje cu continut scazut de cupru (sub 0,2%) se utilizeaza solutia lui POULTON: 60% HCl; 30% HNO_3; 5% NF si 5% H_2O;

» pentru aliajele cu un continut ridicat de cupru: solutia apoasa cu 10% HCl.

Precipitatul negru de pe suprafata probelor corodate se indeparteaza prin spalare in jet de apa calda sau solutie diluata de acid azotic.

Norma americana prevede sase doze de marime a granulatiei siluminurilor (tab.1); aceste clase au fost stabilite prin fotografierea unor calibre (KB) rotunde turnate din aliaje tip A (cu 7%Si; 0,3%Mg; 0,2%Cu; 0,5%Fe; 0,35%Mn; 0,30%Zn) si granulatia se exprima fie in cantitati ASTM (American Society for Testing Materials), fie metrice: granule per square inch, granule pe cm^2, marimea granulatiei fiind in inches, mm sau μm. Microstructurile din norma mentionata sint realizate la marimi de la x200 la x800; in figura 3 sint prezentate microstructurile tipice ale unui aliaj tip ATSi12 [2]. Astfel, in figura 3, a este prezentata microstructura siluminiului eutectic nemodificat, turnat in forme din amestec de formare; structura lamelara este intilnita mai rar, acele de siliciu putind prezenta in anumite zone o oarecare orientare in raport cu directiile de extrogene a calduri, segregatii etc.

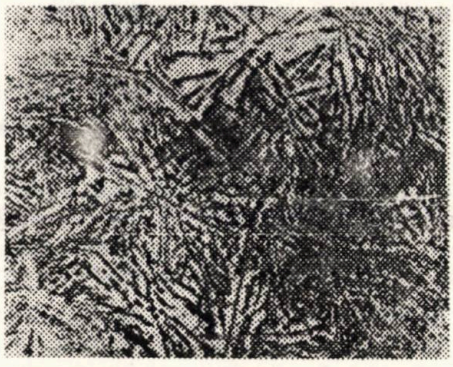
Aspectul lamelor, acicular, granular-poliedric al separarilor de siliciu este conditionat in aliajele nemodificate, in special de gradul de subracire si de continutul de fosfor; adaosul de cca 150 ppm fosfor duce in compozitiile eutectice la transformarea structurilor lamelare in structuri granulare, cu forme compacte ale cristalelor de siliciu (fig.3,b).

In figua 3,c este prezentata microstructura unui silumin eutectic modificat cu sodiu, submodificat; sint prezente atit zone cu granulatie fina a cristalelor de siliciu, cit si domenii cu eutectic acicular grosolan (zone nemodificate). Submodificarea si aspectul mixt

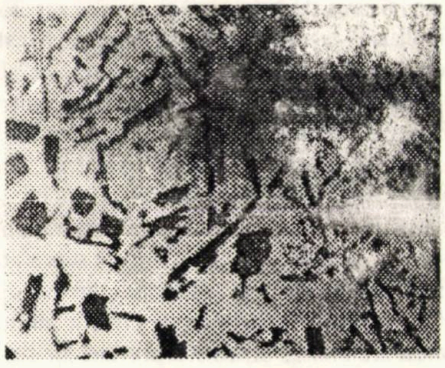
Tabelul 1

Elemente de metalografie cantitativa si calitativa pentru determinarea gradului de modificare la siluminurile turnate, dupa norma ASTM utilizata de AFS din SUA
Quantitative and qualitative metallography evaluation of the inoculation degree for cast silumins, acc. to ASTM

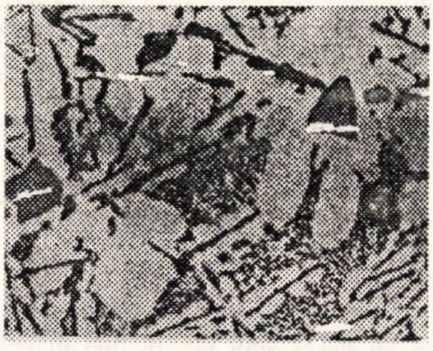
Clasa conventionala de clasificare, dupa aspectul structural si gradul de modificare	Aspectul eutecticului	Marimea medie a granulatiei, μm
1	Foarte **FIN**	225
2	**FIN**	400
3	**MEDIU**	600
4	**MARE**	800
5	**ASPRU, GROSOLAN**	1 000
6	Foarte **ASPRU, GROB**	2 200



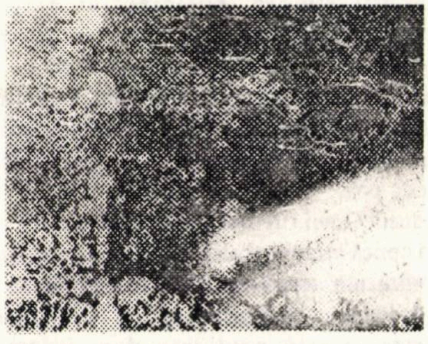
a- nemodificat fara fosfor



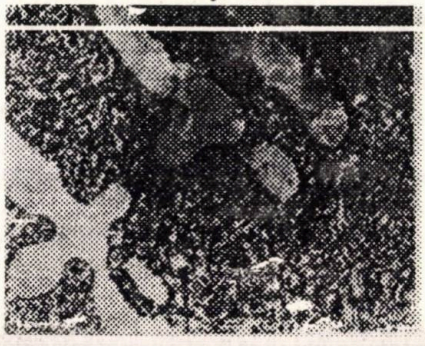
b- nemodificat cu continut semnificativ de fosfor (150 ppm fosfor)



c- modificat cu sodiu, structura sub-modificata



d- modificat cu sodiu, structura supramodificata



e- modificat cu sodiu,structura corect modificata

Fig. 3

Microstructuri tipice de silumin eutectic, tip AT Si 12 STAS 201/1-80, turnat, cu diferite grade de modificare: a- nemodificat fara fosfor; b- nemodificat, cu continut semnificativ de fosfor; c- modificat cu sodiu, structura submodificata; d- modificat cu sodiu structura supramodificata; e- modificat cu sodiu, structura corect modificata, topitura de calitate, corespunzatoare turnarii
Typical microstructures for eutectic silumin (AT Si 12 Standard 201/1-80

al structurii se obtin fie la utilizarea unei cantitati insuficiente de modificator, fie la supraincalzirea prea mare a topiturii si mentinerea indelungata a aliajului lichid inaintea turnarii, cind in anumite zone dispare sau se atenueaza efectul modificator.

In cazul supramodificarii (fig.3,d), pe limitele grauntilor apar colonii ale eutecticului si o marime pronuntata, in unele zone, ale granulatiei eutecticului pe baza coalescentei aleatorii microcristalelor de siliciu; in aceste zone pot aparea si cristale mici, inchise la culoare, de eutectic tertiar NaAlSi. Supramodificarea este deci in principal recunoscuta prin particularitatea cristalizarii domeniilor periferice ale grauntilor coloniei eutectice, zone in care concentratia ridicata de sodiu duce, asa cum s-a mentionat, la eutecticul ternar ($SS\alpha_{Al}$ + $SS\beta_{Si}$ + + AlSiNa).

Modificarea corecta (fig.3,e) este caracterizata microstructural de intreruperea dendritelor perlate de aluminiu primar (la compozitiile hipoeutectice) (zonele ovale, deschise la culoare) si un eutectic modificat, uniform cu alternarea aproape regulata a celor doua baze eutectice, unde siliciul, desi alungit are o compactitate ridicata, cu lamele scurte, rotunjite, gen "viermisori" si nu sub forma ascutita, de ace sau lamele cu muchii.

Revenind la norma americana, structurile tipice utilizate ca etaloane sint:

» structura lamelara de siliciu in matrice de aluminiu: aliaj nemodificat cu sub 5-10 ppm fosfor;

» structura cu siliciul sub forma de placi mari si cu unele cristale de siliciu aciculare sau unghiulare, de forma neregulate, cu matrice de aluminiu; aliaj nemodificat, cu un continut de fosfor de peste cca 50 ppm;

» aliaje nemodificate, cu diferite grade crescînde de modificare: coloniile de placi si lamele de siliciu incep si se fragmenteaza,

aspectul lor devine fibros, zonele cu particulele lamelare propriu-zise si aciculare devenind tot mai rare, pina la disparitia completa. Modificarea optima corespunde structurii complet "fibroase" si fine a eutecticului, particulele de siliciu propriu-zise necesitind o marire mai mare pentru a putea fi observate corespunzator (min.x500).

Sint mentionate si alte faze de tipul acelor de $FeSiAl_5$, structuri hieroglifice (litere chinezesti - CHINESE SCRIPT) de $(Fe,Mn)_3Si_2Al_{15}$ (in cazul compozitiilor cu continut semnificativ de fier), eutectic colorat de $CuAl_2$(la compozitiile care au cupru). Structurile partial modificate (amestec de zone fibroase si placi de siliciu) si optim modificate (numai zone cu aspect fibros de cristale eutectice de siliciu)

Tabelul 2

Succesiunea operatiilor pentru obtinerea replicilor in doua trepte utilizate la microscopie electronica prin transmisie, pentru determinarea gradului de modificare
Replica manufacture operation

Operatia	Observatii
Obtinerea probelor metalice la dim. max.(10x3x1,2),mm	
Curatarea suprafetei de studiat	Degresarea cu solventi organici volatili:acetona,tetraclorura de carbon, cloroform
Depunerea unui strat de nitroceluloza pe suprafata de studiat	Solutie 5% nitroceluloza in amil acetat. Uscarea se face lent, uniform, pentru ca evaporarea solventului sa nu provoace discontinuitati in pelicula copiatoare
Desprinderea replicii	Pelicula se desprinde mecanic sau cu ajutorul azotului lichid; partea activa a replicii trebuie sa nu aiba discontinuitati, bule de aer sau alte defecte de structura
Montarea foliei (peliculei) pentru depunerea sub vid	Montarea pe o lamela de sticla cu partea activa (microrelieful copiat) in sus; operatia se face cu ajutorul unei benzi adezive tip schotch, perfect plana
Depunerea peliculei de carbon	Aparat model HBA-1 de depunerein vid. Electrozi de carbon spectroscopic, la distanta de proba-electrod de 100 mm. Parametrii de lucru: -depresiunea: 10 torr - tensiunea: 10 - 15kV; - intensitatea: 20 - 60A Pelicula de carbon se obtine prin patru depuneri succesive
Depunerea stratului de germaniu	Unghiul de depunere:45^0; o singura depunere, in aceleasi conditii de lucru ca si la carbon
Caroierea depunerii C-Ge cu un vîrf metalic ascutit în suprafete de (3x3), mm	
Dizolvarea stratului de nitroceluloza	Pentru a obtine numai pelicula C-Ge, folia multistrat se dizolva în acetona, dupa montarea prealabila în parafina, care sa previna gonflarea la dizolvare a stratului de nitroceluloza
Se indeparteaza parafina	Stratul C-Ge cu parafina se curata repetat, in acetona calda sau chiar se fierbe. Pelicula C-Ge, cu grasimea max. de 400 Å, se ruleaza in timpul fierberii in acetona pentru îndepartarea parafinei
Intinderea peliculei C-Ge rulate, cu vapori de xilen sau benzen	Pelicula rulata se depune pe suprafata apei dintr-o sticla de ceas sau microcreuzet de sticla
Trecerea peliculei pe grile. Uscarea. Replica se monteaza la microscopul electronic pt. examinare	Pelicula intinsa se trece pe grile electronice fara suport de FORMWAR; grilele cu pelicula C-Ge se introduc in exicator pt. indepartarea H_2O

sint cele ale unui aliaj de tip 319 (cu 6,0%Si; 3,5%Cu; 0,45%Fe; 0,20%Mn; 0,20%Zn; 0,40%Mg) modificat cu 68 ppm Sr remanent, T e = 554 °C si respectiv 143 ppm Sr remanent, cu T e = 550°C.

O apreciere mai exacta a granulatiei structurilor siluminurilor in raport cu gradul de modificare se realizeaza tot metalografic, dar prin intermediul microscopiei electronice, care permite o rezolutie mult mai ridicata.

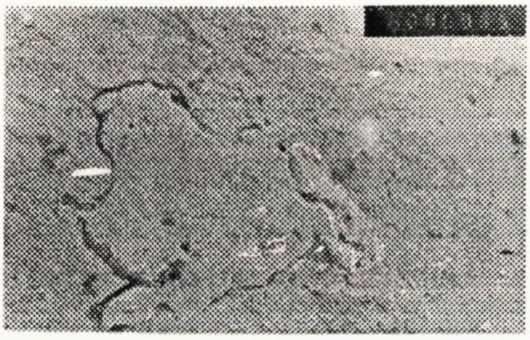
Propriile cercetari s-au realizat pentru aceleasi probe de silumin tip AT Si 10 Mg modificat cu strontiu, mentionate anterior, cu utilizarea unui microscop electronic model **JEOL 200 C** si examinarea imaginii prin transmisie **(CEM),** pe replici in doua trepte; in tabelul 2 sint prezentate schematic operatiile de obtinere a replicilor duble, dupa probe metalice (10x3x1,2)mm, decupate din slifurile utilizate la analiza metalografica optica.

Rezolutia acestei metode a ajuns la 1,4 A, cu puteri de marime uzuale de 5000.....500000 la tensiuni intre 40 kV si 3 MV si accelerari la tensiuni de peste 200 kV; dintre constructiile consacrate in acest domeniu se pot aminti instalatiile japoneze JEOL (Japan Electron Optics Laboratory Co.Ltd).

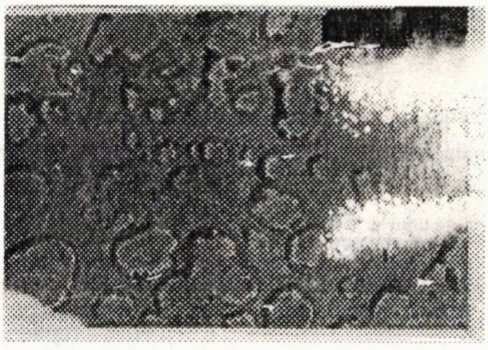
Formarea imaginii si contrastului in sistemul CEM se realizeaza prin imprastierea electronilor, prin difractie si contrast de faza.

Microscopul electronic de transmisie (TEM) utilizeaza probe "transparente" la fasciculul de electroni; in cazul probelor metalice transparente se obtin numai la tensiuni de accelerare de 100 kV, pentru grosimi ale esantioanelor de pina la 1000 A.

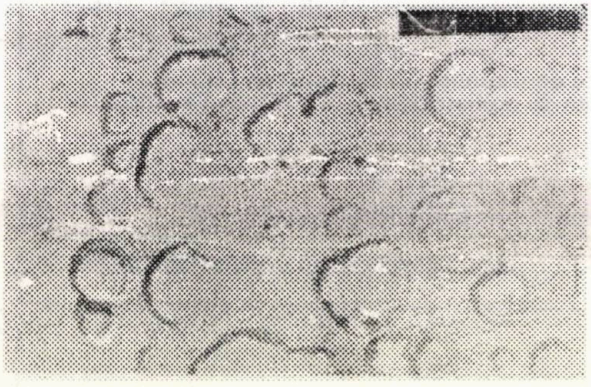
Pentru analiza reliefului probei prin transmisie se utilizeaza "replici", care se obtin prin depunere pe suprafata de studiat a unui strat subtire de substanta care formeaza negativul microgeometriei cercetate;



a- structura nemodificata



c- structura corect modificata



b- structura submodificata

d- structura supramodificata

Fig. 4

Fractografii ale unui silumin turnat in forma metalica (cochila), de tip ATSi10Mg, cu diferite grade de modificare: a nemodificata, marire x 6000; b- structura submodificata, x14.000; c- structura corect modificata, x 14000; d- structura supramodificata, x 14000(probe in stare bruta de turnare, fara tratament termic)
Fractures of a cast silumin (ATSi10Mg)

In figura 4 sint prezentate fotografiile imaginilor de microscopie electronica **CEM** ale probei cercetate, respectiv siluminuri turnate, cu diferite grade de modificare, cu strontiu.

Tehnica **TEM-CEM** (microscopie electronica de transmisie sau conventionala) realizeaza analiza structurii probei prin electronii transmisi, care sint focalizati pe ecranul fosforescent (de ZrO2, CdS sau BaS), unde imaginea se poate fixa fotografic.

mai simplu de realizat sint replicile in folie plastice (curent utilizate sint solutiile de colodiu in acetat de amil 0,3...1,5% sau **FORMWAR** in dioxan 1...5%).

Pentru imbunatatirea contrastului replicile se executa in doua trepte, in sensul ca filmul-replica de plastic se acopera cu un film de carbon si apoi cu un film de metal greu (Cr,Au,Rh,Pt) pentru umbrire, prin evaporare in vid; umbrirea se realizeaza la diferite unghiuri, in functie de contrastul dorit.

Utilizarea tehnicii de cercetare cu microscopul electronic permite vizualizarea structurii probei, reliefarea unor aspecte de microgeometrie greu sesizabile prin metalografie optica, o rezolutie mult superioara in conditiile unor marimi mult mai mari, in cazul unor replici corect executate, si metode adecvate de investigare (de transmisie, de baleiaj-**SEM**, cu baleiaj prin transmisie-**STEM** sau microsonda electronica).

Se evidentiaza mult mai pregnant corelatia dintre gradul de modificare, forma si dimensiunile microcristalelor de siliciu eutectic in raport cu dispersia lor in matricea de $SS\alpha_{Al}$; sint posibile utilizarea unor tehnici de metalografie calitativa si cantitativa, inclusiv cu analize automate de imagini sau cu aplicarea unor programe pentru analiza-clasificare in cazul unei productii de serie mare de piese turnate si cu destinatie speciala, cum ar fi aeronautica, electronica, materialele compozite, tehnica de calcul si constructii de masini.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sigworth, G. K. *Determining Grain Size and Eutectic Modification in Aluminium Alloy Castings* In: Modern Casting, iulie, 1987, p. 23.

[2] Dumitrescu, C. s. a. *Unele aspecte legate de modificarea aliajelor Al - Si eutectice*" In:Metalurgia, nr. 5, 1970, p. 318.

STEEL TECHNOLOGY INTERNATIONAL, ANGLIA, 1973

Steel Technology International are o singura aparitie pe an si, consideram noi, are in acest numar articole deosebit de interesante pentru specialisti.

Inlocuitorii *ameninta otelul, p.17*

ELABORAREA FONTEI

Aspecte calitative *ale peletizarii minereurilor de fier, p.27*
Elaborarea fontei *cu continut mic de siliciu si sulf, p.35*
Controlul *pe circumferinta al distributiei incarcaturii, p.41*
Starea interioara *a vetrei furnalului, p.47*
Controlul compozitiei *pe timpul elaborarii fontei, p.53*
Douazeci de ani de **perfectionare** *a furnalului, p.59*
Optimizarea *indepartarii gazelor si prafului din hala de turnare, p.65*

ELABORAREA OTELULUI

Tata Steel *si industria siderurgica in India, p.79*
Proiectarea moderna a convertizoarelor *pentru elaborarea otelului, p.79*
Torcretarea cu materiale refractare *a convertizoarelor LD in America de Nord, p.85*
Antrenarea zgurii *in convertizorul cu oxigen, prezentare a situatiei internationale, p.91*
Cuptorul electric *vertical al firmei Sheerness, p.97*
Cuptorul cu arc **inteligent,** *p.103*
Avantajele *utilizarii cuptorului cu arc de c.c., p.109*

METALURGIA SECUNDARA

Realizarea de **oteluri superpure** *pentru piese forjate pentru rotoare, p.115*
Elaborarea de oteluri in **cuptorul cu inductie** *pentru recoacerea continua, p.119*
Indepartarea impuritatilor *prin suflarea de pulbere deasupra otelului, p.123*
Tehnologia rafinarii *sub electrozgura in China, p.129*

TURNAREA CONTINUA

Tehnologia totala de incalzire in distribuitor, p.137
Impiedicarea dizolvarii de O_2 si W_2 pe timpul turnarii, p.141
Masurarea **puritatii** *otelului, p.149*
Sensor ultrasonic *pentru controlul otelului lichid, p.149*
Controlul temperaturii *otelului lichid, p.161*
Programarea productiei *de otel, p.165*
Turnarea orizontala *a otelurilor speciale, p.169*

OTELURI MARTENSITICE DURIFICABILE PRIN PRECIPITARE

PROPRIETATI, TRATAMENTE TERMICE, DOMENII DE UTILIZARE

Prof. dr. ing. H. Colan Institutul Politehnic din Cluj-Napoca

Ing. Maria Pernes SINTEROM S. A. Cluj-Napoca

C.Z.: 669.15-194.55

In practica industriala, in ultimii 15 ani, un loc important il ocupa otelurile martensitice care se durifica prin precipitare "maraging", datorita rezistentei inalte, proprietatilor tehnologice ridicate si nichel cu adaosuri de Mn, Nb, Ta si mai ales Mo, W, V, Si) [2].

La otelurile Ni-Co-Mo cu 0,03%C, 13%Ni, 6%Mo si 10%Co dupa calire de la 1100°C, mentinere

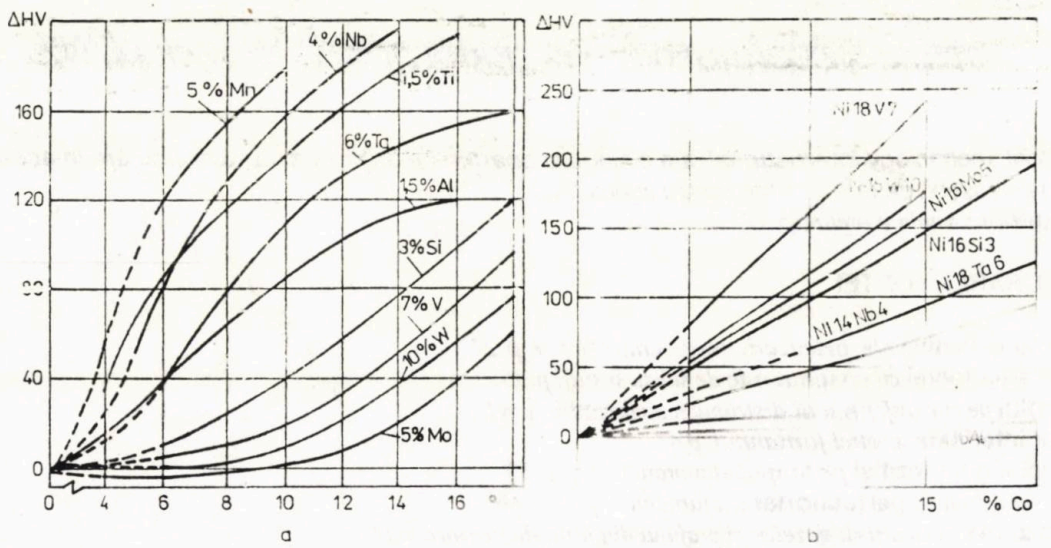


Fig. 1

Influenta elementelor de aliere asupra [illegible] în funcție de continutul de Ni (a) si Co (b) [2]
The influence of alloying elements [illegible] ious Ni (a) and Co (b) contents.

siguranței in exploatare. Ele sunt oțeluri [illegible]te (Fe- Ni, Fe-Ni-Co, Fe-Ni Cr etc.) cu conținut redus de carbon (sub 0,03%), a caror rezistenta si duritate cresc ca urmare a precipitarii la incalzire de faze intermetalice disperse.

Rezistenta ridicata a acestor oteluri se produce prin obtinerea structurii martensitice (ca urmare a mecanismului de alunecare la transformarea $\gamma - \alpha$) si a imbatrinirii ulterioare a acesteia in domeniul 350 - 650°C la alierea in plus cu Ti, V, Al, Be, Mn, Mo, W, Nb, Ta, Si, Cu [1]. Durificarea cea mai mare la imbatrinirea otelurilor cu 18% Ni apare la alierea cu Ti, Be, Al (Hv = 285 - 185) si cea mai mica la alierea cu molibden (Hv = 90) (fig.1).

Influenta nichelului asupra durificarii martensitei la imbatrinire (fig.1,a) este mare, nichelul reducind solubilitatea elementelor de aliere in fierul α si marind deci partea lor in volumul separarilor. Influenta este foarte mare pentru otelurile cu Mn, Nb si Ti.

La alierea cu cobalt (fig.1,b) creste gradul de durificare printr-un mecanism similar (oteluri cu criogenica la 196°C si imbatrinire la 500°C, rezulta Rm = 2450 MPa, $R_{PO,2}$ = 2250 MPa, A = 5%, Z = 22% si coeficientul de tenacitate la rupere (K1c) de 80 MPa $m^{1/2}$ [3].

Cresterea importanta a duritatii la imbatrinirea martensitica depinde de temperaturile si vitezele de incalzire aplicate. In figura 2 este dat cazul otelului cu 18%Ni, 9%Co, 5%Mo [4].

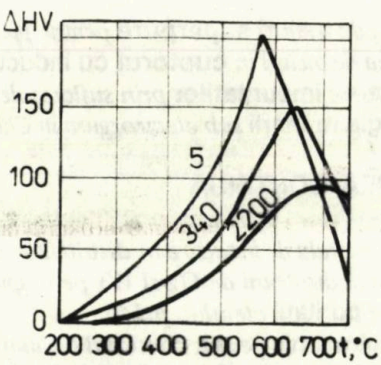


Fig. 2

Influenta vitezei de încalzire (°C/min) asupra duritatii otelurilor martensitice îmbatrînite
Heating rate influence on NiCoMo 18.9. 5 maraging steel hardness

Chiar la viteza de 2200°C/min se observa o crestere importanta a duritatii. Viteza mare a procesului de durificare este asigurata de prezenta in structura martensitei a unui numar mare de vacante si a unei densitati corespunzatoare de dislocatii ce usureaza difuzia atomilor elementelor de aliere cu formarea neuniformitatilor de concentratie si apoi a fazelor intermetalice.

Cercetarile efectuate asupra procesului de imbatrinire a otelurilor martensitice au pus in evidenta doua stadii in procesul de imbatrinire a martensitei, prin determinarea a doua minime in variatia caldurii specifice, unul la 300 - 420°C si celalalt la 440 - 550°C, si prin variatia rezistivitatii, care creste la temperaturi scazute si descreste la cel de-al doilea interval.

In primul stadiu se produce formarea domeniilor submicroscopice (clustere, zone G.P.) imbogatite cu atomi ai elementelor de aliere dispusi relativ ordonat.

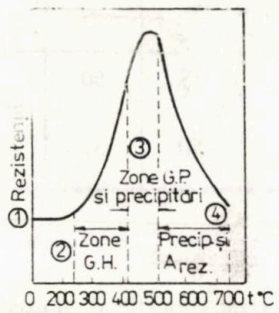


Fig. 3
Influenta factorilor de structura asupra duritatii otelurilor martensitice imbatrinite

Maraging steel hardness dependence on structure features

In cel de-al doilea stadiu are loc formarea fazelor intermetalice (fig.3).

Prin microscopie electronica si analiza cu raze X s-a pus in evidenta faptul ca in timpul imbatrinirii apar faze intermetalice pe baza de nichel (Ni3Ti, NiAl, NiBe, NiMn, Ni3V etc.) [1].

Proprietati

Datorita continutului scazut de carbon si dispersiei uniforme a compusilor precipitati, otelurile martensitice imbatrinite prezinta o plasticitate si o tenacitate mare si coeficient redus de rezistenta la deformare, ceea ce permite deformari la rece cu grade de reducere de peste 90% fara recoaceri intermediare.

Caracteristicile mecanice ale otelurilor martensitice calite prezinta valori in urmatoarele domenii:

$R_{P0,2}$ = 800 - 1000 MPa; Rm = 900 - 1200 MPa; A = 15 - 20%; Z = 50 - 80%; Kcv = 150 - 300 J/cm^3. Imbatrinirea martensitei duce la cresterea rezistentei cu micsorarea plasticitatii si rezilientei. Rezistenta poate atinge 1400 - 2800 MPa, in functie de compozitie si regimul de imbatrinire.

Cercetari recente demonstreaza posibilitatea obtinerii unei rezistente de peste 2800 MPa la otelurile cu 8 - 13%Ni; 15 - 18%Co si 14%Mo.

Datorita temperaturii ridicate de calire (1050 - 1150°C), pentru indepartarea efectului cresterii grauntilor austenitici asupra plasticitatii otelului imbatrinit, este necesar ca inainte de imbatrinire sa se aplice un tratament termomecanic in intervalul 1000 - 850°C sau o deformare plastica la rece a martensitei, ceea ce va conduce la o crestere considerabila a plasticitatii. Citeva oteluri maraging, cu compozitiile si proprietatile mecanice dupa imbatrinire sint date in tabelul 1.

Cele mai utilizate industrial sint otelurile cu 18%Ni; 9%Co; 5%Mo si titan si cele cu 11%Cr; 10%Ni; 2%Mo si titan datorita marii stabilitati la cald si rezistentei la oboseala, in conditii de coroziune sub tensiune mai mare decit cea a otelurilor anticorosive obisnuite.

Rezistenta ridicata la uzura intr-un interval mare de viteze de alunecare (0,37 - 9,0 m/s) a otelurilor martensitice cu baza de Fe-Ni, Fe-Ni-Co, prelucrate la duritate maxima (54 - 62 HRC) este favorizata de marea lor stabilitate termica si de capacitatea de formare pe suprafata de frecare a unei suprapuneri stabile de oxizi (de tipul Fe_2O_3, Fe_3O_4, FeO) care o izoleaza impiedicind dezvoltarea procesului de uzura termica [5].

Influenta compozitiei chimice, a regimului de imbatrinire si a vitezei de alunecare asupra uzurii, coeficientului de frecare si a fortei electromotoare termice pentru otelurile martensitice imbatrinite date in tabelul 2 sint reprezentate in figura 4.

Uzura este cu atit mai mica cu cit mai ridicata este duritatea (fig.4,a). Astfel, uzura maxima o are otelul Cr11Ni9Co5Mo2Ti care are o duritate de 48 HRC (reprezentat in figura prin 4), iar uzura minima o prezinta otelul Ni16Co15Mo6Ti2, care are o duritate de 61 - 62 HRC (reprezentat in figura prin 5). Datorita stabilitatii la uzura, la viteze de alunecare de 0,4 - -0,8 m/s, otelul Ni16Co15Mo6Ti2 nu cedeaza locul otelului de scule cu continut bogat de crom 11OCr18Mo tratat termic la 60 - 61 HRC (reprezentat in figura prin 7). Influenta vitezei de alunecare asupra microduritatii si cantitatii de austenita reziduala in suprafata otelului Ni16Co15Mo6Ti2(1) si Cr12Ni10Si2(2) este data in figura 5.

Microduritatea de pe suprafata de frecare a acestor oteluri se reduce o data cu cresterea vitezei de alunecare, cu 150 - 200 Kg/mm^2 sub valorile initiale de microduritate.

Analiza fazelor prin roentgenografie a pus in evidenta pe suprafata de frecare a majoritatii otelurilor analizate, dupa incercari de alunecare cu viteze de 0,75 - 1,5 m/s, formarea austenitei ca urmare a incalzirii intensive prin frictiune si datorita deformarii plastice. Cantitatea austenitei poate atinge 80 - 90% si favorizeaza reducerea intensitatii uzurii, fapt ce este coroborat cu stabilitatea termica ridicata.

Tabelul 1

Compozitia chimica si proprietatile mecanice ale unor oteluri maraging (dupa imbatrinire la 480 - 550^{0}C)
Chemical analysis and mechanical properties of certain maraging steels (after ageing at 480 - 550^{0}C)

Otelul	Compozitia chimica, %					$R_{Po,2}$,	Rm,	A,	Z,	KCU,	HRC
	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	MPa	N/mm^2	%	%	J/cm^2	
Ni-Co-Mo-Ti	18	8	3	-	0,2	1400	1450	15	65	80	44
	18	7	5,5	-	0,5	1700	1800	8	50	50	50
	18	9	5	-	0,7	1900	2100	8	50	50	54
	18	2	4	-	1,5	2350	2400	7	45	30	60
Ni-Co-Mo	13	15	10	-	-	2700	2800	3	10	-	-
Cr-Ni-Mo-Ti	10	-	2	11	0,9	1480	1550	12	58	50	-
	10	-	2	11	1,2	1700	1750	12	50	37	-

Tratamente termice

Una din posibilitatile de marire a plasticitatii si tenacitatii otelurilor maraging este prezenta austenitei metastabile in structura, austenita ce se poate obtine prin termociclare, diagramele ciclului de tratament fiind date in figura 6, a si b [6], [7].

Dupa un astfel de tratament, in structura otelului Ni18Co9Mo5Ti s-a constatat prezenta a 15 - 18% austenita; Rm se reduce de la 2100 la 1950 MPa, alungirea creste de la 8 la 12%, iar tenacitatea Kic creste de la 95 la 126 MPam$^{1/2}$ [3]. Creste, de asemenea rezistenta la oboseala, la soc cu cicluri mici. La R_{max} de la 1100 MPa, numarul de cicluri pina la rupere creste de la 48.000 la 60.000.

Prezenta austenitei reziduale in structura otelului, inainte de imbatrinire, obtinuta prin tratamentul de termociclare sau prin deformare la temperaturi ridicate, reduce si tendinta la rupere intirziata.

In cercetarile asupra martensitei aliate cu cupru [8],[9] au fost puse in evidenta fisuri in placile de martensita si la impactul dintre acele placilor secundare si cele principale anterior formate.

Utilizarea otelurilor maraging in constructia de masini necesita durificarea superficiala pentru cresterea rezistentei la uzura [11] [12].

Prin aplicarea tratamentului clasic de nitrurare printr-o singura incalzire in domeniul 440 - 480^{0}C s-a realizat nitrurarea concomitent cu imbatrinirea otelurilor, rezultind un strat superficial cu excelente proprietati de rezistenta la uzura si la coroziune, alaturi de rezistenta la oboseala superioara (fig. 7).

Cercetarile efectuate privind nitrurarea la 440^{0}C a otelurilor maraging de tipul Ni-Co-Mo-Ti cu 18%Ni; 7,5 - 9%Co; 4,8%Mo; 0,4%Ti si Ni-Cr-Mo cu 12%Ni; 5%Cr; 3%Mo si 0,4Al au avut ca rezultat caracteristicile mecanice prezentate in tabelul 3.

In figurile 8 si 9 este data variatia duritatii stratului nitrurat si a miezului (imbatrinire concomitenta cu nitrurarea) cu temperatura de nitrurare, respectiv variatia duritatii in adincime in functie de temperaturile si duratele de mentinere la nitrurare.

Incercarile la oboseala efectuate pe roti dintate si cu epruvete de incovoiere rotativa indica faptul ca nitrurarea la 420^{0}C la o adincime de 0,2 mm mareste cu 35% limita de oboseala la otelul maraging cu 18%Ni fata de acelasi material imbatrinit la 480^{0}C.

Rezistenta la oboseala, considerabil mai mare, se poate obtine cu tehnici de nitrurare perfectionate.

Domenii de utilizare

Otelurile martensitice imbatrinite (maraging) se utilizeaza atit ca materiale de constructie cit si pentru scule cu configuratie complexa, printre care si cele ce functioneaza in conditii de sarcina cu soc. Proprietatile de aplicare sint bazate nu numai pe rezistenta, duritatea si tenacitatea lor, ci si pe proprietatile lor tehnologice deosebite.

Tabelul 2

Duritatea unor oteluri martensitice îmbatranite in functie de regimul de tratament termic aplicat

Hardness of certain maraging steels depending on heat treatment

Otelul	Tratament termic			Duritate,	Nota in figura 4
	calire,	imbatrânire, +			
	^0C	^0C	min	HRC	
1	2	3	4	5	6
Ni18Co95Ti	1000	550	240	53 - 54	1
Ni16Co15MoTi2	1000	550	240	61 - 62	2
Cr11Ni9Co5Mo2Ti	950	480	240	48 - 49	3
Cr12Ni10TiSi2	950	480	240	49 - 50	4
Cr5Ni12Co3Mo8Ti	1000	550	240	55 - 56	5
Ni20TiSi2	1000	550	240	54 - 55	6

din cauza necesitatii topirii in cuptoare cu vid. Desi de citeva ori mai scumpe decit o[illegible]rile slab aliate, teh[illegible]gia de prelucrare s[illegible]la, siguranta in exp[illegible]atare si fiabilitatea fac c[illegible] in multe cazuri [illegible]izarea lor sa fie [illegible]nomica.

Ca exemplu, in figura [illegible]0 este prezentat pretul metalului si al diferitelor operatii de confectionare pentru piese de aviatie din oteluri maraging si slab aliate.

Exemple de utilizare a otelurilor maraging: in industria aviatiei, rachete, navigatie cosmica; in constructia de aparate si instrumente medicale; pentru stante si matrite de presare la rece sau cald a metalelor.

De exemplu, o scula de stantat sau extrudat din

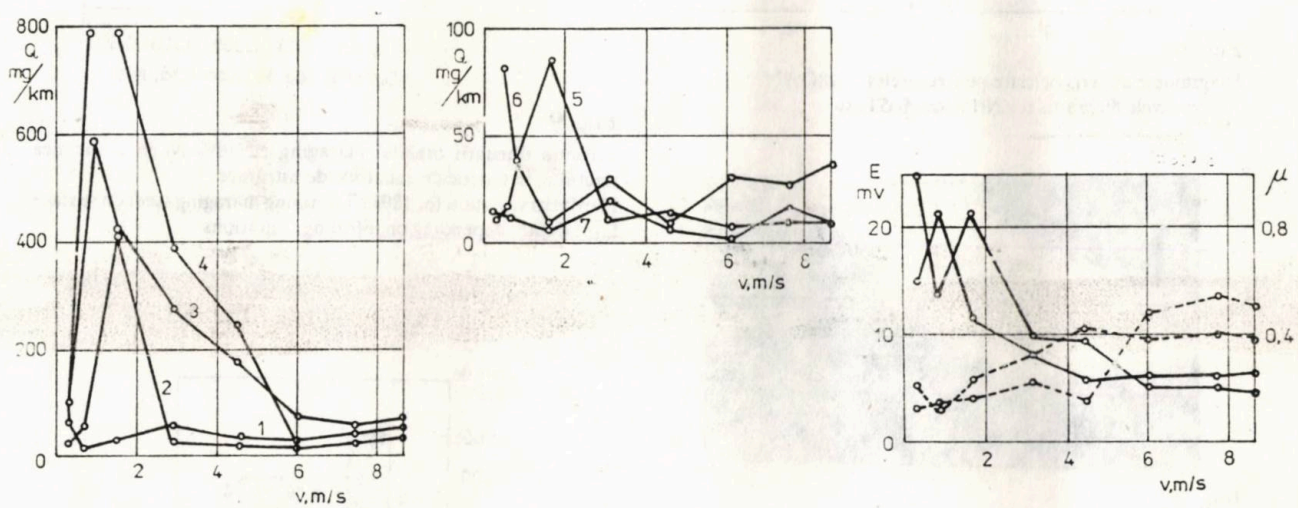


Fig. 4

Influenta vitezei de alunecare asupra marimii uzurii (a,b), coeficientului de frecare si fortei electromotoare termice (c) pentru otelurile martensitice imbatrinite date in tabelul 2 [6]

The influence of gliding speeds on the value of wear (a,b), friction coeficient and thermal electromotive force (c) for maraging steels shown in table 2 [6]

Superioritatea lor consta, in primul rind, in rezistenta mai mare la rupere fragila, la dezvoltarea fisurilor, in sensibilitatea redusa fata de concentratoarele de tensiuni (microfisuri, crestaturi etc.) cea ce confera pieselor o mare siguranta in exploatare.

Un neajuns al otelurilor maraging il reprezinta pretul lor ridicat, din cauza continutului mare de elemente de aliere scumpe (Ni, Co, Mo), precum si otel martensitic imbatrinit are o rezistanta de 3 pina la 20 de ori mai mare decit cea din otel de scule cu 5% crom.

Una dintre tehnologiile ce ofera producerea mai economica a acestor oteluri martensitice este cea a metalurgiei pulberilor.

Cheltuielile privind prelucrarea in produse finite sint substantial reduse datorita posibilitatii de obtinere a formei finale direct prin presare, sinterizare

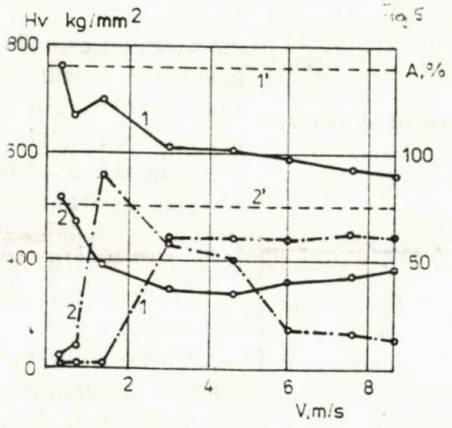


Fig. 5

Influenta vitezei de alunecare asupra microduritatii si cantitatii de austenita reziduala în suprafata otelurilor Ni16Co15Mo6Ti2(1) si Cr12Ni10Si2(2)

The influence of gliding speeds on microhardness and residual austenite in the surface laayers of Ni16Co15Mo6Ti2(1) and Cr12Ni10Si2(2) steel grades

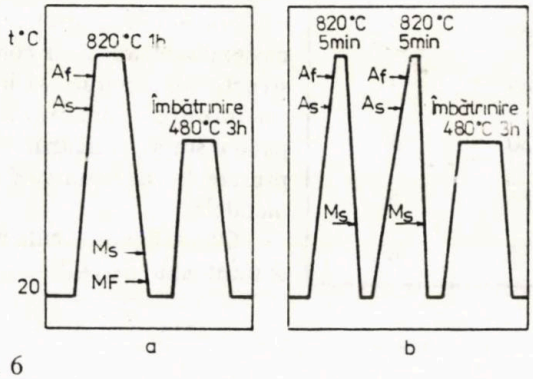


Fig. 6

Diagramele de termociclare pentru otelul Ni18Co9M
Thermocycle diagrams for Ni18Co9Mo5Ti steel

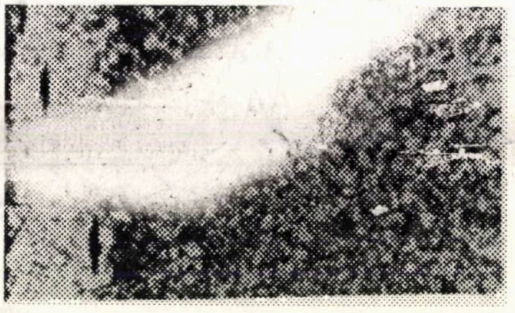


Fig. 7

Microstructura otelului NiCoMoTi, în stratul superficial si în miez, dupa nitrurare la 440^{0}C, 48 h, 100x1

NiCoMoTi steel microstructure in the surface layer and in the core after nitriding at 440^{0}C, 48 hrs; x100

si tratamente termice ulterioare. Daca este vorba de prelucrari ulterioare, ele se pot rezuma numai la unele finisari (strunjiri, rectificari etc.) pentru atingerea unor forme si tolerante foarte precise si acestea se fac inaintea tratamentului termic.

Prin tehnologia metalurgiei pulberilor se poate realiza, ca si in cazul otelurilor de scule sinterizate, o mai buna uniformitate a structurii in sensul dispersiei omogene a elementelor de aliere si a fazelor de precipitare in matrice, ceea ce confera caracteristici

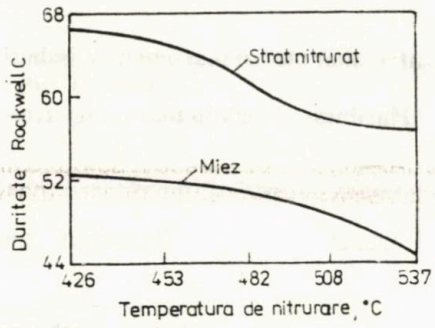


Fig. 8

Duritatea în stratul superficial si în miez in cazul otelului maraging cu 18 Ni, nitrurat 20 h

Surface layer and core hardness for the 18 % Ni maraging steel after 20 hrs nitriding

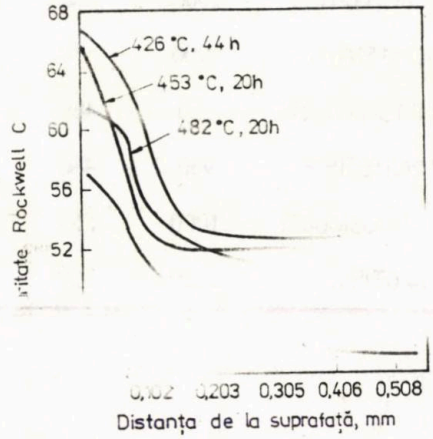


Fig. 9

Variatia duritatii otelului maraging cu 18% Ni in adincimea stratului, in functie de conditiile de nitrurare

Hardness variation for 18% Ni containg maraging steel on surface layer depth, depending on nitriding conditions

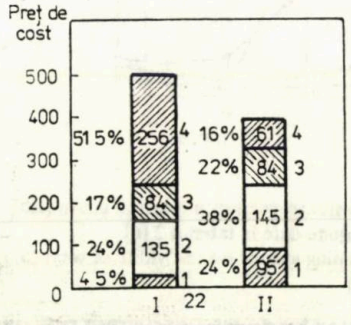


Fig. 10

Otel slab aliat (I), otel maraging (II); 1, 2, 3, 4, - preturile pentru: material, forjare, stantare, prelucrari mecanice

Low alloyed (I) and maraging steel grades (II); 1, 2, 3, 4 - prices for material, forging, stamping, machining

Tabelul 3

Proprietatile fizice ale unor oteluri maraging
Physical properties of certain maraging steels depending on heat treatment

Otelul	$\frac{\rho}{\mu\Omega\chi\mu}$	Hc, A/m	$E \times 10^{-4}$ MPa^{N/mm^2}	$G \times 10^{-4}$	Coef. Poisson	Densitate a, g/cm^3	$\alpha \times 10^6$ 1/grad	Dl/L, %
Ni18[illegible]9Mo5Ti0,7	$\frac{60-61}{38-39}$	1750 – 1910 2150 – 2370	19 (20^{0}C)	7 - 7,2	0,3	8	11,2	-0,08
C[illegible]1Ni10Mo2Ti1,2	$\frac{90-92}{83}$	1750 – 1890 1590 – 1912	19,6 20^{0}C 15,4 (450^{0}C)	-	-	-	11,6	-0,07

mecanice superioare fata de cele obtinute prin metoda clasica a turnarii si prelucrarilor ulterioare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Perkas, M. D.: *Struktura, svoistva i oblasti primenenia visokoprocinih martensitnostareiuscih stalei. In: Mellovedenie i termiceskaia obrabotka metallov*,nr. 5,1985, p. 23

[2] Perkas, M.D. s. a.: *O reli kobalta v uprocinonii martensitnostareiuscih stalei. In: Fiz. met. i metalloved.* nr. 2, 1984 p. 310

[3] Rahstadt, A. g. s. a.: *Dispersionnoe tviordenie visokoprocinih Ni- Co-Mo stalei.* In: Metalloved i Term. obrob. met. nr. 5, 1985 p. 33

[4] Moeder, G.: *Transformations structurales d'un acier Maraging à 18% +9%Co + 5%Mo.* In: Metan 5, 1976, nr. 607, p. 94

[5] Korsunov, L. G. : *Vlianie leghirovania i rejimov stareniana iznosostoicosti i structurnie izmenenia martensitnostareiuscih stalei pritrenii.* In: Fizica i himia obrobotki materialov, nr. 3, p. 118

[6] Coldberg, A. : *Effect of repeated Thermal Cycling on the Microstructure of 300 grade Maraging Steel.* In: Transactions Quarterly, 61 nr. 1, 1968, p. 26

[7] Pestov, I. V. S. A. : *Malatiklovaia udarnaia ustalost stalli H18K9M5T s dvuhfaznoi strukturoi.* I[illegible]. Metalloved i Term. Obrab. Met. nr. 4, 1981, p. 28

[8] Colan, H.: *Asupra formarii martensitei ternare cu cupru in oteluri carbon si aliaje Fe-Cu-grafit Sinterizate*, Bul.St. al I. P. Cluj. Seria Mecanica 14, 1971, p. 17

[9] Colan H. *La martensite alliée au cuivre dans les aciers at dans les alliajes fercarbone frittés.* Conference on high strenght martensitic steels. Havirov, (Cehoslovacia), 1972, p. 87

[10] *Development and Future Poteential of Maraging Steel.* In: J. of Royaal Aeronautical Society, 70, nr. 668, 1966, p. 776

[11] Graae, A.: *How to nitride Maraging Steels in Source Book on Nitriding.* American Society for Metals. In: Metals Park, USA 1977, p. 221

[12] Seabrook, T. B. : *Working with Maraging Steels... Nitriding.* Source Book on Nitriding American Society for Metals. In: Metals Park, U. S. A., 1977, p. 224

STEEL TECHNOLOGY INTERNATIONAL, Anglia 1973

DEFORMAREA PLASTICA SI FINISAREA

Realizarea prin atomizare a bile[illegible]lor din otel aliat, p.179
Capacitatea de productie de tabla la USIMINAS, p.185
Controlul profitului si formei la laminarea benzilor, p.191
Noua linie de recoacere si prelucrare continua la uzinele Kimitsu, p.197
Masurarea stratului de ulei de pe suprafata otelului, p.203

ALTE TEME

Asigurarea calitatii *in prezent la fabricarea materialelor refractare, p.211*
Legislatia protectiei mediului *si industria siderurgica in Canada, p.215*

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND CRESTEREA REZISTENTEI LA COROZIUNE A OTELURILOR PRIN PLACARE

Conf. dr. ing. Simona Zamfir
S. l. ing. Ruxandra Vidu
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 621.793.2

Placarea este una dintre cele mai eficiente cai de protectie a unui metal rezistent la coroziune. In cazul placarii, se îmbina proprietatile fizico-mecanice ale materialului suport cu proprietatile anticorosive ale metalului de placare, spre exemplu placarea aluminiului pe un aliaj al sau, otelul inoxidabil pe otel carbon, aurul pe alama etc. Materialele placate se realizeaza sub forma de tabla, benzi, tevi. Dupa modul de realizare exista mai multe tipuri de placare: prin turnare, laminare,explozie, sudura.

Prin placarea prin sudura se obtine o forma de îmbinare fixa realizata prin sudura de încarcare, între un material metalic de baza (otel carbon sau slab aliat) si un material metalic de adaos (de tip otel inoxidabil, fonta înalt aliata). Cu ajutorul sudarii prin topire, placarea se poate realiza prin mai multe metode.

Lucrarea de fata are ca scop stabilirea unor corelatii între metoda de placare prin sudura, structura obtinuta si implicit proprietatile acestuia: duritate, rezistenta la coroziune. S-a utilizat pentru placare un material de baza a carui compozitie chimica este prezentata in tabelul 1.

Tabelul 1

Compozitia chimica a otelului placat, %
Chemical composition of plated steel, %

C	Mn	Si	V	Ni	Mo	Nb	P	S
0,16	1,3	0,35	0,1	0,2	0,03	0.02	0,003	0,003

Cu ajutorul sudarii prin topire, placarea s-a realizat in mai multe variante, si anume sudarea manuala cu arc electric cu electrod învelit si sudarea sub strat de flux cu doua tipuri de electrozi, respectiv tip banda si tip sîrma.

In cazul placarii prin sudura cu arc electric, sursa de caldura necesara topirii metalului o constituie descarcarea continua a curentului electric între doi sau mai multi electrozi. Sub actiunea diferentei de potential dintre anod si catod, la catod are loc o emisie de electroni cu atît mai intensa cu cît intensitatea curentului electric ce trece prin arc este mai mare. Bombardarea catodului si anodului de catre particulele electrice genereaza o puternica degajare de caldura. Coloana arcului este neutra din punct de vedere electric astfel încît ea reprezinta un mediu cu temperatura înalta, local în echilibru electric si termic, care se gaseste în evolutie continua, mediu cunoscut sub numele de plasma.

In timpul procesului de sudare, partea metalica a electrodului se topeste. Metalul topit, realizat din metalul de baza si metalul electrodului, formeaza baia de sudura. Topirea electrodului se face in picaturi mici care sînt pulverizate în baia de sudura. Fiecare picatura este acoperita cu un strat de zgura provenita din topirea învelisului electrodului si din oxidarea metalului. In momentul atingerii baii de sudura, acest strat de zgura se sparge si, fiind mai usor ca metalul, se ridica deasupra, formînd un strat de protectie pe suprafata cordonului de sudura.

Placarea sub strat de flux poate fi considerata drept procedeul de baza al sudarii mecanizate cu arc electric. Deosebirea esentiala între placarea prin sudura cu arc descoperit si cea cu arc acoperit consta în diferenta mare ce exista între cantitatea de metal depus in unitatea de timp. Placarea se mai poate realiza si în mai multe straturi, fiecare avînd compozitia corespunzatoare unui otel înalt aliat Cr-Ni cu carbon scazut.

Compozitiile chimice ale straturilor obtinute prin metodele utilizate sint prezentate in tabelul 2.

Pe probele placate prin cele trei metode au fost efectuate analize macroscopice in vederea stabilirii grosimii straturilor depuse, analize microscopice, determinari de duritate si au fost efectuate teste privind comportarea la coroziune generala si pitting, precum si la coroziune intercristalina. Rezultatele masuratorilor de grosime a stratului si de duritate pe sectiunea probelor placate sint prezentate in figura 1.

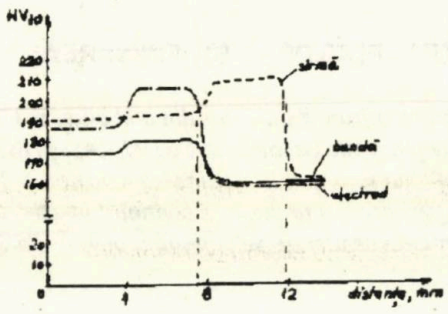


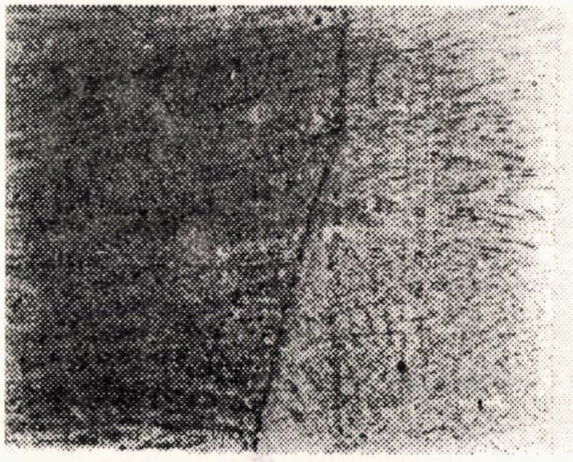
Fig. 1

Variatia duritatii pe sectiunea probelor placate
Hardness variation on plated steel section

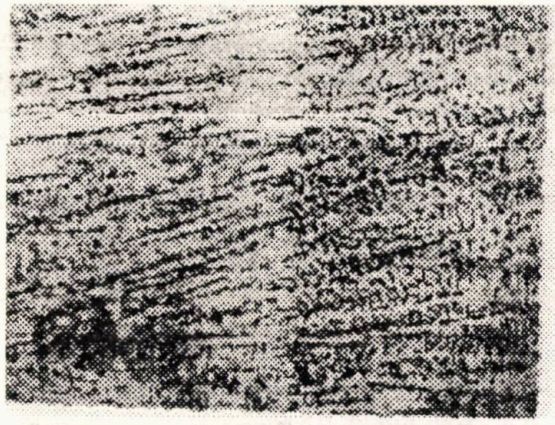
Tabelul 2

Compozitia chimica a straturilor
Chemical composition of the layers

Metoda	Strat	Compozitia chimica, %								
		C	Cr	Ni	Nb	Mo	Mn	Si	P	S
Sudura manuala cu electrod învelit	Intermediar	0,035	23	13	0,4	-	0,8	0,7	0,025	0,015
	Final	0,035	20	12	-	3	0,8	0,7	0,025	0,015
Sudura sub strat de flux cu electrod de sârma	Intermediar	0,02	23	12	-	-	1,2	1,0	0,025	0,015
	Final	0,03	20	12	-	2,5	1,9	0,5	0,025	0,015
Sudura sub strat de flux cu electrod banda	Intermediar	0,02	25	12	0,9	0,03	2,0	0,2	0,02	0,02
	Final	0,02	20,5	11	0,8	0,04	1,8	0,2	0,02	0,02



Sudura manuala cu electrod invelit
Manual welding with coated electrode



Sudura sub strat de flux cu electrod banda
Welding under flux with strip electrode

Sudura sub strat de flux cu electrod de sirma
Wire electrode welding under flux

Fig. 2

Aspecte microstructurale ale straturilor obtinute prin placare
Microstructure of coating layers depending on method used

Diagrama de variatie a duritatii pe adincimea stratului releva faptul ca, in toate cazurile, stratul final prezinta o duritate mai mica decit stratul intermediar.

Analiza microscopica efectuata, în concordanta cu aceste valori, releva faptul ca, pentru toate cele trei metode de placare prin sudura, in stratul intermediar

are loc aparitia fazei sigma (fig.2). De asemenea, în toate cele trei metode, continutul de ferita din stratul intermediar este mai ridicat decit în stratul final.

In cazul probelor placate prin sudura sub strat de flux cu electrod de sârma, adincimea stratului placat este mai mare (stratul final este mai gros) si din acest motiv se obtine o structura uniforma pe o adîncime mai mare cu un continut mai mic de ferita.

La testul de coroziune intercristalina efectuat, nici una din probele placate nu a prezentat acest tip de coroziune.

Comportarea la coroziune generala si pitting a fost analizata pe curbele de polarizare in mediu de KCl 0,5N. Din analiza acestor curbe, prezentate în figura 3, se observa o prima portiune activa care apare la potentiale mici, urmata de o zona de pasivare (cînd la cresterea potentialului intensitatea curentului creste foarte putin) si în final o noua zona activa în care materialul este susceptibil la pitting. Cu toate ca aspectele prezentate în cazul celor trei metode de placare sînt foarte asemanatoare, intensitatea curentului de pasivare este diferita in functie de tipul de electrod, cea mai mica valoare obtinîndu-se pentru electrodul de sirma.

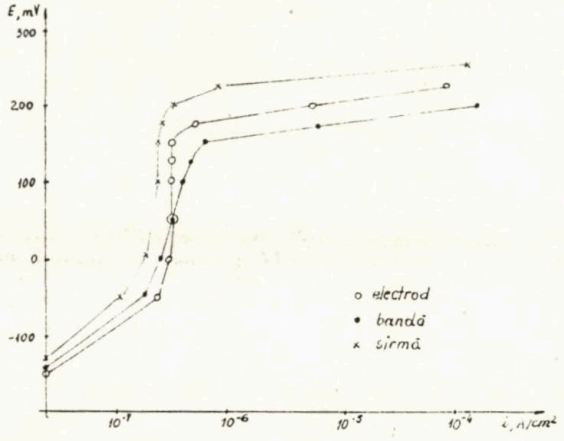


Fig. 3
Curbe de polarizare
Polarisation curves

Astfel, dintre cele trei m... placare apli-
cate, placarea prin ... d
de sîrma asigura ...,
cu o duritate ... la
coroziune mar...

REVISTA REVISTELOR

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.5

- *Viitorul turnatoriilor, p.310*
- *Prereducerea defectelor interne la piesele turnate din titan fabricate prin topire cu inductie in creuzet din oxid de calciu, p.312*
- *Comportarea gazului si cetii produse la descompunerea termica la modelul de evaporare, p.318*
- *Influenta dimensiunilor nodulilor de grafit asupra rezistentei la oboseala la contactul de laminare a fontei nodulare revenite austenitic, p.325*
- *Efectele elementelor de aliere asupra microstructurii si rezistentei la temperatura ridicata a otelurilor turnate 18Cr, rezistente la temperaturi inalte, p.335*
- *Procesul de solidificare a pieselor turnate din fonta nodulara si dilatarea lor, p.338*
- *Stabilirea tehnologiei de calitate pentru piese mari turnate din otel, p.344*

IMONO, JAPONIA, 1992, NR.12

- *Tehnologii de turnatorie, p.838*
- *Evaluarea rezistentei si proiectarea pieselor de greutate mica, p.840*
- *Cum se reduce greutatea piesei turnate, p.847*
- *Fluiditatea si microstructura de solidificare a fontei subeutectice turnate in piese cu pereti subtiri, p.853*
- *Efectul variabilelor de turnare asupra fluiditatii aliajului AC4CH in pereti subtiri, p.859*
- *Reducerea greutatii pieselor auto prin folosirea metalelor usoare, p.864*
- *Reducerea greutatii pieselor auto prin folosirea pieselor turnate din Al si probleme aplicative, p.870*
- *Obtinerea si producerea pieselor turnate cu pereti subtiri din fonta maleabila, p.875*
- *Aplicatie practica a blocului usor si compact pentru motoare executat din compozitie cu matrice metalica (MMC) folosind matrite din aliaj de Al, p.881*
- *Functionarea cubiloului (curs; partea a 3-a), p.887*

REZISTENTA LA COROZIUNE A FONTEI ALIATE FCA2 IN MEDIU ACID

Dr. ing. Olga Iulian

Dr. ing. Maria Constantinescu

Dr. chim. Cornelia Mateescu

Ing. Ligia Hamplea

Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z. 620.193

Fontele aliate reprezinta materiale utilizate in practica pentru calitatile lor mecanice si de rezistenta la diferite medii corosive [1].

In prezenta lucrare s-a studiat comportarea materialului **FCA2,** de provenienta romaneasca, in medii de acizi minerali, acid clorhidric si acid sulfuric, continind o preocupare manifestata si in lucrari anterioare [2],[3].

Metode de cercetare

Coroziunea fontei in medii de acid clorhidric si sulfuric este de tip uniform, astfel ca s-a pretat la determinarea vitezei de coroziune prin metoda gravimetrica. Pentru determinarea parametrilor cinetici ai procesului de coroziune s-au trasat curbele curent-potential in regim galvanostatic stationar.

Mediile corozive acide au fost preparate din reactivi chimic puri si apa distilata. Determinarile s-au facut la temperatura camerei in medii neagitate.

Compozitia materialului metalic studiat a fost determinata prin analiza, fiind: 3,42% C; 2,5% S; 0,81% Mn, restul Fe.

Pentru testele gravimetrice s-au folosit probe circulare cu diametrul 4,5 mm si grosimea 5 mm. Probele au fost mai intii prelucrate mecanic cu hirtie de smirghel, degresate cu carbonat de sodiu, apoi cu eter, uscate si cintarite.

Dupa expunerea în mediu coroziv, probele au fost scoase, iar produsii de coroziune s-au indepartat prin stergere cu solutie de citrat de amoniu, apoi probele au fost spalate, uscate si cîntarite.

Viteza de coroziune s-a calculat prin aproximare lineara între doua masuratori:

$$V_{cor,0,5(t1+t2)} = \frac{(\Delta g)_{t2} - (\Delta g)_{t1}}{t_2 - t_1}, kg/m^2h$$

în care $(\Delta g)_{t1,t2}$ sînt pierderile în greutate la timpii t_1 si t_2

Trasarea curbelor de polarizare s-a efectuat cu ajutorul unui montaj galvanostatic clasic, iar potentialul de electrod s-a masurat în raport cu electrodul de calomel saturat.

Rezultate experimentale

Din testele gravimetrice s-au calculat vitezele de coroziune prezentate de fonta în diferite conditii de lucru, în mediu acid.

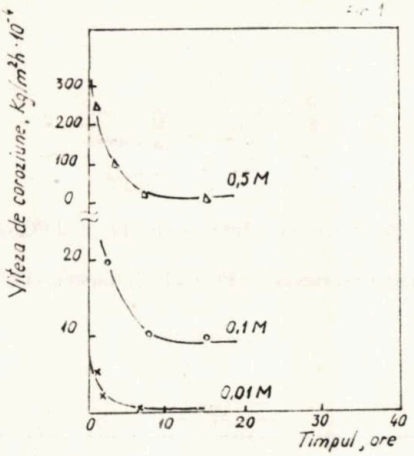


Fig. 1

Curbele dependentei viteza de coroziune-timp pentru sistemul FCA2/HCl la 20°C

Corrosion rate-time curves for FCA2/HCl system at 20°C

Astfel, in solutii de acid clorhidric de diferite concentratii la temperatura de 20°C, viteza de coroziune prezinta valori mai mari o data cu cresterea concentratiei acidului (fig.1). Astfel, dupa zece ore de expunere in solutie de acid clorhidric 0,01 M, viteza de coroziune este de aproximativ $0,5x10^{-4}$ kg/m²h.

La toate concentratiile, coroziunea în perioada initiala este mai intensa, dupa care se atinge o valoare relativ stationara a vitezei de coroziune, proces explicat în parte prin modificarea compozitiei mediilor corosive la o durata de folosire mai mare.

In raport cu scala de apreciere a coroziunii **STAS 9684-82,** materialul se incadreaza în grupa de "rezistenta medie" in solutie 0,01 M acid clorhidric si în grupa "nerezistent" pentru solutii 0,1 M si 0,5 M acid clorhidric.

Solutiile de acid sulfuric sînt mai corosive în comparatie cu cele de acid clorhidric, la concentratii comparabile. Si aici se observa ca solutia de H_2SO_4 de concentratie 0,01 M este evident mult mai putin corosiva decit celelalte doua de concentratie mai mare, în aceste conditii materialul metalic FCA2 prezentînd o "rezistenta medie" (fig. 2).

Vitezele de coroziune în solutii 0,1 M si 0,5 M de acid sulfuric sint constante în timp la valori de $140x10^{-4}$ kg/m²h si respectiv $300x10^{-4}$ kg/m²h; fonta este "nerezistenta" în aceste medii.

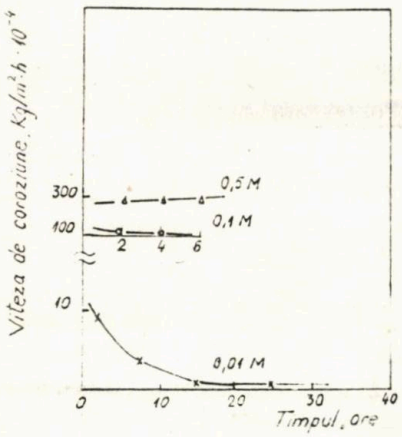


Fig. 2

Curbele vitezei de coroziune-timp pentru sistemul FCA2/H_2SO_4 la 20°C

Corrosion rate-time curves for FCA2/H_2SO_4 system at 20°C

Tabelul 1

Parametrii cinetici ai procesului de coroziune pentru FCA2 in solutii de HCl si H_2SO_4, la 20°C

Mediul	Concentratia, Mo1/1	Potentialul stationar de corosiune (ECS),V	Curentul de corosiune, μa/cm^2
HCl	0,01 M	- 0,6	200
	0,1 M	- 0,55	2000
	0,5 M	- 0,53	10000
H_2SO_4	0,01 M	- 0,570	2000
	0,1 M	- 0,500	7000

obtinute în medii de acid clorhidric la cele trei concentratii testate. Din aceste curbe s-au determinat parametrii electrochimici ai procesului de coroziune. Determinari identice s-au efectuat si pentru solutiile de acid sulfuric. In tabelul 1 sint redati parametrii cinetici pentru fonta FCA2 în cele doua medii acide studiate.

Din testele galvanostatice se confirma rezultatele obtinute prin determinarile gravimetrice, si anume faptul ca viteza de coroziune (proportionala cu marimea curentului de coroziune) creste cu concentratia acidului. La concentratii egale, curentul de coroziune este mult mai mare în acid sulfuric.

Se observa o deplasare a potentialului stationar de coroziune spre valori mai pronuntat electropozitive o data cu cresterea concentratiei acidului.

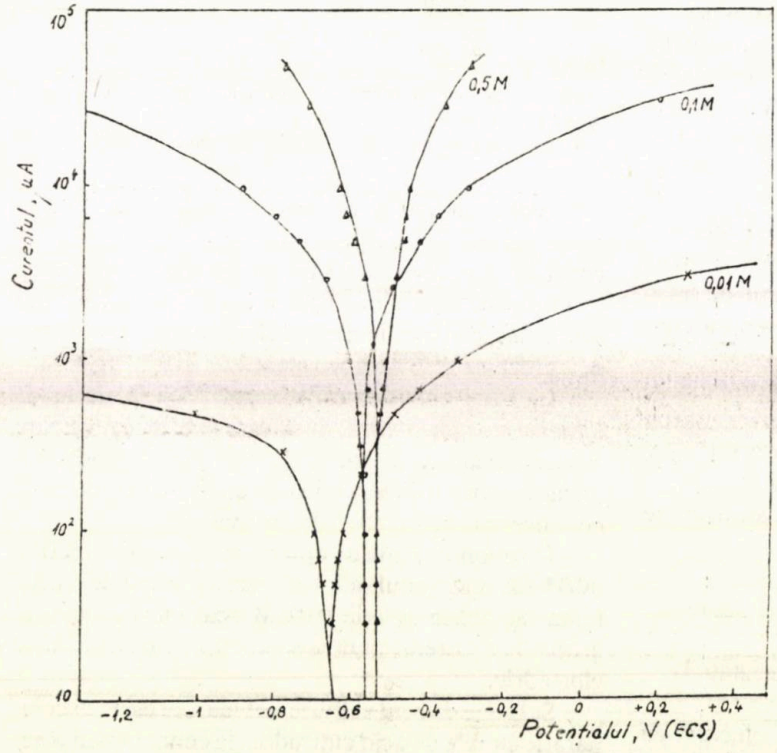


Fig. 3

Curbele galvanostatice în regim stationar pentru fonta FCA2 în solutii de acid clorhidric la 20°C

Stationary galvanic curves for FCA2 cast iron in HCl solutions at 20°C

Concluzii

Pe baza rezultatelor masuratorilor efectuate se poate afirma ca materialul FCA2 prezinta o coroziune importanta in medii de acid clorhidric si acid sulfuric la concentratii mai mari de 0,01 M, fiind deci neindicat pentru utilizarea în instalatii functionînd cu astfel de medii.

Daca se utilizeaza totusi, din motive economice, se recomanda ca fonta FCA2 sa fie protejata fie prin aplicare de straturi protectoare antiacide, fie prin protectie catodica.

S-au trasat curbele curent-potential catodice si anodice, corespunzatoare celor doua reactii partiale, cuplate, constituente ale procesului global de coroziune. In figura 3 sînt date curbele galvanostatice

Conditiile studiate în lucrare sint apreciate ca relativ usoare si este de asteptat ca în conditii mai

grele (concentratii mai mari, agitare) viteza de coroziune sa fie mai mare.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Heitz E. si Schwank W.** In : Werks.Kor, Germania 27. 1976, p.247

[2] **Iulian Olga, Constantinescu Maria** s.a. In : Metalurgia, Romania, nr.7, 1990, p.352

[3] **Iulian Olga, Constantinescu Maria** .a. In: Metalurgia, Romania, nr.1-2, 1991, p.38

REVISTA REVISTELOR

STEEL WORLD, ANGLIA, 1992, NR.4

Sectiunea afaceri

- Turnarea slebiurilor subtiri la Nucor, p.8
- Situatia otelului in India, p.12
- Otelul in America Latina - perspectiva generala, p.18
- Produsele sub forma de bare prelucrabile (SBQ) in industria automobilelor, p.25

Sectiunea tehnica

- Cuptorul cu arc de curent continuu instrument important in elaborarea moderna a otelului, p.30
- TGT - o noua generatie de filtre curatate cu jet in impulsuri, p.39
- Turnarea continua: dezvoltarea si punerea in functiune a liniei de turnare continua la uzinele USX Gary, p.44
- Tehnologie moderna pentru laminarea si prelucrarea sârmei laminate din otel, p.54
- Noi proceduri de tratament pe linie al rulourilor si barelor, p.60
- Masurarea cu fluorescenta de raze X (XRF) de inalta performanta a acoperirilor metalice - principii si avantaje, p.65
- Controlul optim al procesului si perfectionarea uneltelor de productie, p.72

Produse noi

- Masurarea peliculelor de ulei de pe suprafetele metalice; contract pentru un laminor de dresare si o linie de uniformizare a tensiunilor, p.87

NKK TECHNICAL REVIEW, JAPONIA, 1992, NR.66

- Modernizarea laminorului tandem la rece nr.2 de la uzinele Fukuyama ale firmei NKK, p.1
- Realizarea unui sistem de inalta performanta pentru detectarea defectelor interne minuscule la tabla subtire, p.10
- Realizarea de tevi UOE de inalta rezistenta X 100, p.17
- Fabricarea de fitinguri pentru tevi folosind aliaje cu memorie a formei pe baza de otel inoxidabil, p.25
- Studiul avansat de tratament al apei potabile prin filtrare biologica, p.35
- Schema liniei nr.5 de galvanizare prin electroliza la uzinele Fukuyama ale firmei NKK, p.75
- Tevi placate fara sudura din otel inalt aliat pentru functionare in medii de gaze sulfuroase, p.79

METALLURGICAL PLANT AND TECHNOLOGY INTERNATIONAL, GERMANIA, 1993, NR.2

- In cautarea de noi structuri - industria siderurgica a rilor din Europa de Est vazuta dintr-o perspectiva vestica, p. 30
- Cuptoare cu clopot si cuptoare cu vatra continua pentru mentul termic al sârmei, p. 40
- Un nou tip de reactor utilizat pentru elaborarea fontei si în atorii, p. 50
- Insuflarea carbunelui granular în furnal, p. 56
- Efectul otelului tratat cu calciu asupra comportarii la uzura a refractarelor, p. 62
- Automatizarea nivelului II al controlului de proces pentru marirea productivitatii, p. 68

ASPECTE PRIVIND POSIBILITATEA DETERMINARII PE CALE EXPERIMENTALA A UNOR PARAMETRI CE CARACTERIZEAZA REGIMUL DE FUNCTIONARE AL ARZATOARELOR REGENERATIVE

Asist. univ. ing. A. Semenescu
Prof. dr. ing. I. Vircolacu
Sef lucr. dr. ing. C. Balescu
Sef. lucr. ing. V. Mirea
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. O. Gurgu - INTEC S. A. - Bucuresti
Cerc. ing. A. Ioana - I. C. E. M. - S. A. Bucuresti

C.Z.:662.944.2

Generalitati

Arzatorul regeneralitiv care a facut obiectul determinarii pe cale experimentala a unor parametri ce-i caracterizeaza regimul de functionare este inclus intr-o unitate completa (modul de ardere) care cuprinde doua arzatoare, doua regeneratoare, o supapa dubla de reversare (comutare) si sistemul propriu de comanda a acesteia [1]. Comutarea (reversarea) se face fie in functie de timp (dupa anumite intervale de timp), fie in functie de temperatura gazelor arse la iesirea din regenerator (la atingerea gazelor arse a unui prag de temperatura fixat anterior). Arzatorul consta dintr-un regenerator compact cuplat direct cu un arzator ceramic, a carui dubiura (pereche) lucreaza ca aparat de evacuare a gazelor arse din incinta. Alimentarea arzatorului regenerativ cu fluide energetice (gaze naturale si aer de combustie) se face prin intermediul unor trasee care au in componenta lor, pe linga elementele de transport (conducte), si diverse elemente de comanda si reglare [2].

Posibilitatile de determinare experimentala a parametrilor regimului de functionare a arzatorului regenerativ

In figura 1 se prezinta schematic traseul de alimentare cu aer de combustie a arzatorului regenerativ.

Avind in vedere alcatuirea traseului de alimentare cu aer de combustie, caracterizarea regimului de functionare a arzatorului regenerativ din punct de vedere al parametrilor carburantului se poate face prin determinarea experimentala a valorilor presiunii statice a acestuia in anumite puncte ale traseului.

Amplasarea punctelor de masura a presiunii pe traseul de aer de combustie este prezentata, de asemenea, in figura 1 si anume:

a - in aval (in sensul de vehiculare a aerului de combustie) de clapeta **1 (c1)** de reglare a debitului de aer furnizat de ventilatorul **VA;**

b - in aval de diafragma de masurare a debitului de aer de combustie furnizat de ventilatorul **VA;**

c - in aval de clapeta **2 (c2)** de reglare a debitului de aer de combustie furnizat arzatorului;

d - in aval de supapa dubla de reversare aer-gaze arse **(SDR);**

e - la intrarea in corpul arzatorului regenerativ.

Schema traseului de alimentare cu combustibil (gaze naturale), precum si amplasarea punctelor de masurare a presiunii statice pe acest traseu sint prezentate in figura 2.

Pentru caracterizarea regimului de functionare a arzatorului din punct de vedere al parametrilor carburantului au fost necesare urmatoarele puncte de masurare:

a' - in aval (in sensul de vehiculare a combustibilului) de regulatorul de presiune **(RP);**

b' - in aval de regulatorul de raport **(RR);**

c' - in aval de ventilul pneumatic **(VP);**

d' - la intrare in corpul arzatorului regenerativ.

Rezultatele experimentale

Determinarile experimentale au fost facute pe un arzator regenerativ **ART 80**, avind debitul nominal de combustibil de 80 Nm^3/h.

In figura 3 este prezentata diagrama variatiei presiunii aerului de combustie pe traseul de alimentare, in punctele de masurare descrise anterior, pentru diferite regimuri de functionare ale arzatorului regenerativ (I, II,..., VI).

In tabelul 1 sint date pierderile de presiune (Δp) intre diferite puncte de masurare ale traseului de alimentare cu aer de combustie a arzatorului regenerativ, pentru regimurile de functionare caracterizate prin diagramele prezentate in figura 3.

Diagramele variatiei presiunii combustibilului pe traseul de alimentare, in punctele de masurare descrise in figura 2, pentru diferite regimuri de functionare ale arzatorului regenerativ (I, II,...VI) sint prezentate lin figura 4.

Tabelul 1

Pierderile de presiune între diferitele puncte de masurare ale traseului de alimentare cu aer de combustie
Presure loss between different measurement points of air combustion feed line

Pierderea de presiune	Δ pa-e, Dptot,	Δ pa-b,		Δ pb-c,		Δ pc-d		Δ pd-e	
Regimul de functionare	Pa	Pa	%	Pa	%	Pa	%	Pa	%
I	10100	5150	51,0	600	6,0	1550	15,3	2800	27,7
II	9684	3000	31,0	4500	46,5	750	7,7	1434	14,8
III	9790	2050	20,9	5750	58,8	900	9,2	1090	11,1
IV	10288	1600	15,6	7370	71,6	580	5,6	738	7,2
V	10530	1100	10,5	8650	82,1	350	3,3	430	4,1
VI	10650	750	7,0	9500	89,2	200	1,9	200	1,9

Tabelul 2

Pierderile de presiune între diferite puncte de masurare ale traseului de alimentare cu combustibil (gaze naturale)
Pressure loss between different measurement points of gas feed line

Pierderea de presiune	pa'-d' (Δ ptot),	Δ pa'-b',		Δ pb'-c',		Δ pc'-d',	
Regimul de functionare	Pa	Pa	%	Pa	%	Pa	%
I	4550	400	9,0	3760	84,5	290	6,5
II	4921	1880	38,2	2820	57,3	220	4,5
III	5150	2700	52,4	2280	44,3	170	3,3
IV	5360	3750	70,0	1450	27,0	160	3,0
V	5580	4400	78,9	1050	18,8	130	2,3
VI	5760	5110	88,7	610	10,6	40	0,7

Tabelul 2 contine datele referitoare la pierderile de presiune (Δp) intre diferite puncte de masurarea ale traseului de alimentare cu combustibil (gaze naturale) a arzatorului regenerativ, pentru regimurile de functionare caracterizate prin diagramele prezentate in figura 4.

Concluzii

Avind in vedere componenta traseelor de alimentare cu fluide energetice ale arzatorului regenerativ (traseul de aer de combustie si traseul de combustibil), pentru caracterizarea regimului de functionare a acestui tip de arzator pe baza valorilor presiunii statice ale combustibilului si carburantului, se impune masurarea acestui parametru in diverse puncte ale traseelor.

Din analiza diagramelor variatiei presiunii aerului de combustie si a combustibilului pe parcursul traseelor de alimentare, se desprind urmatoarele concluzii:

» unui regim diferit de functionare a arzatorului regenerativ îi corespunde, in aceleasi puncte ale traseelor de alimentare, valori diferite ale presiunilor aerului de combustie si combustibilului, cu exceptia punctului din imediata vecinatate a clapetei **2 (c2)** de pe traseul de aer si a punctului din imediata vecinatate a regulatorului de presiune **(RP)** de pe traseul de combustibil, unde regimurile de

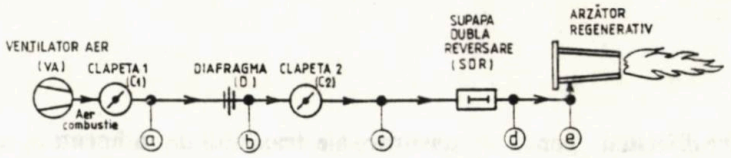


Fig. 1

Amplasarea punctelor de masura pentru presiune pe traseul de aer de combustie (a, b, ...e)
Measurement points' site for pressure on the air combustion line (a,b,...e)

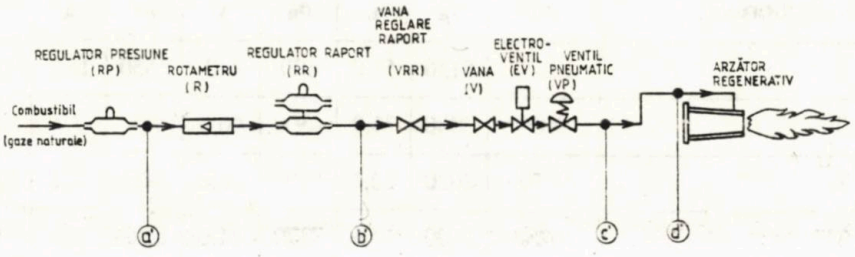


Fig. 2

Amplasarea punctelor de masura pentru presiune pe traseul de combustibil (a',b',.....d')
Measurement point's site for pressure on the gas line (a',b',...d'

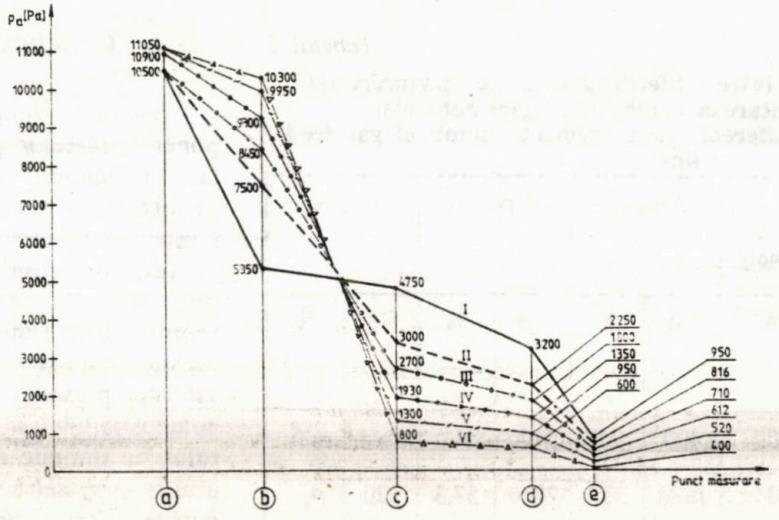


Fig. 3

Diagrama variatiei presiunii aerului de combustie în punctele de masurare pentru diferite regimuri de functionare (I,II,...,VI)
The variation diagram of pressure air combustion for different rating operations (I,II,... III)

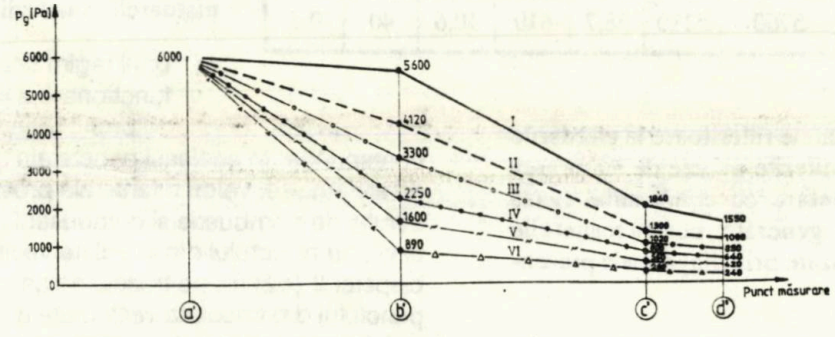


Fig. 4

Diagrama variatiei presiunii combustibilului în punctele de masurare pentru diferite regimuri de functionare (I,II,...,VI)
The variation diagram of pressure gas for different rating operations (I, II, ...VI)

functionare ale arzatorului sint caracterizate de aceleasi valori ale presiunilor;

» regimurile maximale de functionare a arzatorului regenerativ (regimurile I, II si III) sint caracterizate prin pierderi de presiune intre punctele "a" - "b", "c" - "d" si "d" - "e" (Δp_{a-b}, Δp_{c-d} **si respectiv** Dp_{d-e}) pe traseul de aer de combustie sensibil mai mari decit aceleasi pierderi de presiune corespunzatoare regimurilor minimale de functionare (regimurile IV, V si VI);

» pierderile de presiune pe traseul de aer de combustie intre punctele "b" - "c" (Δp_{b-c}) caracterizeaza regimurile maximale de functionare prin valori sensibil mai mici decit valorile aceluiasi parametru in cazul regimurilor minimale;

» din punctul de vedere al presiunii combustibilului pe traseul de alimentare a arzatorului regenerativ, regimurile maximale de finctionare sint caracterizare prin valori sensibil mai mari ale pierderilor de presiune intre punctele "b'"-"c'" ($\Delta p_{b'-c'}$) comparativ cu valorile aceluiasi parametru care caracterizeaza regimurile minimale de functionare a arzatorului.

BIBLIOGRAFIE

[1] **A. Semenescu, A. Nicolae, O. Gurgu, M. Munteanu, R. Pivniceru** - *Cercetari privind cresterea eficientei energetice a sistemelor de ardere ale cuptoarelor metalurgice prin utilizarea arzatoarelor regenerative.* In: **Metalurgia,** nr. 3, 1993, p. 15

[2] **Semenescu, A. Ioana** - *Cercetari experimentale in vederea determinarii principalilor parametri functionali ai arzatoarelor regenerative.* In: **Metalurgia**, nr. 5,1993,p. 23

SEMNALARI

K.L.Trultzsch

Ingineria tehnologica si calitatea dictata de piata

In: Stahl und Eisen, Germania, 1993, nr.4, p.67

Calitatea dictata de piata este un concept situat mai presusus de calitatea produselor. **Strategia concurentiala** bazata pe acest concept reduce intersanjabilitatea produselor unei companii. Sint analizati factorii care afecteaza calitatea produselor facindu-se o corelatie cu "**managementul calitatii totale**", influenta sistemelor de productie asupra calitatii. Repetabilitatea procesului si a functionarii instalatiilor constituie factori importanti in asigurarea calitatii. Autorul mentioneaza conditiile prealabile necesare ingineriei tehnologice cu orientare spre piata, modul de aplicare a controlului statistic de proces si a auditurilor interne pentru reducerea la minimum a erorilor inerente si deci a cheltuielilor de asigurare a calitatii.

F.N.Fett s.a.

Managementul energiei si previziuni privind cererea de energie a unei uzine metalurgice

In: Stahl und Eisen, Germania, 1993, nr.5, p.109

Reducerea costurilor ridicate ale energiei in industria siderurgica implica un management eficient al energiei. **Modelarea matematica** a instalatiilor energetice complexe constituie un instrument important in acest sens, deoarece modelul permite integrarea in managementul energiei atit a productiei cit si a caracteristicilor de functionare ale instalatiilor.

Articolul descrie **principiile modelarii matematice** si demonstreaza caracterul practic al acestui model prin exemplul otelariilor **Bochum** ale firmei **Krupp Stahl AG.** Structura modulara a modelelor permite atit investigarea separata a instalatiilor si a sectiilor de productie cit si o descriere detaliata a cererii de energie a intregii otelarii. S-a efectuat o investigare pentru a determina avantajul practic al utilizarii modelului general al otelariei Bochum in prognozarea cererii maxime orare de energie electrica.

Wessiepe

Situatia actuala a capacitatilor de cocsificare

In: Stahl und Eisen, Germania, 1993, nr.4, p.53

Si in viitor cocsul va continua sa fie necesar pentru elaborarea otelului. Articolul analizeaza **capacitatile de cocsificare din tarile din Europa de vest** din punct de vedere al productiei de cocs, al utilizatorilor de instalatii de cocsificare si al furnizorilor de instalatii; sint examinate capacitatile de cocsificare, dimensiunea instalatiilor si incarcarea fortei de munca. Este prezentata structura pe vechime a instalatiilor de cocsificare din Europa de Vest. Aceiasi indicatori sint analizati si pentru **instalatiile de cocsificare din Europa de Est.** Avind in vedere capacitatea de cocsificare disponibila, care este mai mica de **360 mil. t/an in intreaga lume, respectiv 200 mil. t/an in tarile din Vest,** autorul ridica problema constituirii de noi instalatii de cocsificare care sint absolut necesare pentru a se putea garanta o aprovizionare continua cu cocs a industriei siderurgice si in viitor.

DEMERSURILE SC "REPUBLICA - S.A." PENTRU CERTIFICAREA SISTEMULUI CALITATII SI IMBUNATATIREA ACESTEIA

Ing. Gh. Dumitriu Republica S.A. Bucuresti

C.Z.: 658.562

Certificarea sistemului calitatii

Ca fabricant de teava fara sudura, cu experienta inca din anul 1938, Republica S.A. a introdus un sistem de asigurare a calitatii incepind cu anul 1982.

In prezent, coordonarea politicii calitatii in aceasta societate cu cinci uzine este realizata de Directia Tehnica si de Calitate prin serviciile: **Asigurarea calitatii, CTC, Laboratoare de incercari, Tehnic, Metrologie.**

Conform **ISO 8402** care releva inca din definitia asigurarii calitatii **caracterul planificat si sistematic al acestui ansamblu de activitati**, Republica SA il analizeaza la nivelul conducerii anual si de cite ori este nevoie, astfel ca **Manualul de asigurare a calitatii (MAQ-01)** a ajuns la revizia a sasea. Sistemul calitatii descris de **MAQ-01** acopera productia de material pentru industriile energetica (in primul rind nucleara), petroliera, de apa grea/chimie, aerospatiala, navala,aparare s.a conform standardelor **ISO 9001, API** Spec.q1, Cod **ASME** Sect III, **CSA Z 299.2** etc.

Auditarea s-a facut de catre beneficiari si autoritatile abilitate (**A**merican **P**etroleum **I**nstitute, **AEROQ SA, CNCAN** etc) urmand in trimestrul II 1993 si altele, ca **T**echnischer **U**eberwachungs **V**erein,**R**egistrul **N**aval **R**oman, Renault-**SOGEDAC.**

Metodele si planificarea asigurarii calitatii

Introducerea sistemului/programului de asigurare a calitatii a fost impusa acum zece ani, avind un inceput anevoios. Experienta cistigata si noile conditii care ne-au pus in fata concurentei externe au schimbat optica personalului implicat in sistemul calitatii, in special a conducerii de la toate nivelurile. Aceasta schimbare a filozofiei calitatii a cerut eforturi si nu poate fi considerata incheiata la o anumita data.

Lamurirea semnificatiei conceptului de asigurare a calitatii s-a dovedit o analiza utila si originala din punct de vedere al similitudinilor cu marketingul(tab. 1), tot concept nou, dar mai apropiat perceptiei managementului.

Tabelul 1

Abordare sistemica in activitatile firmei
Systemic approach of company operations

DOMENIUL NOTIUNEA	*ASIGURAREA CALITATII*	*MARKETING*
Definirea conceptului	1 Consumatorul trebuie sa primeasca increderea corespunzatoare ca produsul sau serviciul satisface conditiile de calitate 2 Actiunile de asigurare a calitatii vor fi planificate si sistematice	1Toate programele si actiunile firmei vor fi orientate spre consumator 2 Volumul vinzarilor profitabile va fi scopul firmei, nu volum de dragul volumului 3 Toate actiunile de marketing ale firmei vor fi organizational coordonate (W. S. Stanton)
Meta-elementele notiunii: - atitudine (concept/filozofie)	Tehnice, economice, manageriale Cele **14 teze ale lui Deming** privind **managementul** calitatii **ISTORICUL CONCEPTELOR:** * productie * produs * controlul calitatii * asigurarea calitatii * benchmarking societal	Economice, juridice, manageriale - problema de comportament - cunoasterea cerintelor mediului - capacitate de adaptare **ISTORICUL CONCEPTELOR:** * productie * produs * vinzari * marketing * marketing societal
- sistem de activitati practice (functii/unelte)	**F. PREMIZA** * definirea calitatii si prevenirea neconformitatilor **F.MIJLOC*** Controlul tutoror functiilor sistemului care afecteaza calitatea (inclusiv a celor schimbind semnificativ forma articolelor = fabricatia, v. R. D. Irvin) **F. SCOP** * Garantarea gradului de incredere in calitate	* investigarea pietei si consumului * conectarea dinamica a unitatii la mediul economico-social - satisfacerea superioara a nevoilor de consum * maximizarea profitului
- metode stiintifice	**Standardizarea** - planul - auditul calitatii, autorizarea furnizorilor, **FMEA, SPC**, costurile calitatii, benchmarking, **metoda Shainin, Metoda Tagichi, Kaizen** - tehnici de echipa (comitetee - cercuri de imbunatatire - analiza valorii), procese de rezolvare probleme (cicluri **Shewart**) etc.	Cercetari si politici de marketing
Pozitie in familia stiintelor	ingineresti - interdisciplinaritate, dinamica	economice - interdisciplinaritate, dinamica

Intrucit termenul de "marketing" exista in limba comuna cu mult inaintea formarii conceptului in cauza (la fel pentru "calitate"), autori avizati precum Kotler admit existenta unor activitati practice de marketing, ghidate de o filosofie straina conceptului de marketing. Activitatile de marketing vor fi realizate pe baza unei anumite filosofii. Exista cinci concepte rivale sub care intreprinderile si alte organizatii isi dirijeaza activitatea de marketing: conceptul de productie, de produs de vinzare, de marketing, de marketing social. Aceste concepte corespund diferitelor perioade din istoria economica americana.

Parca pentru a sublinia similitudinea, s-au publicat exemple de extindere a sistemelor calitatii si in activitati de servicii sociale sau de conducere militara [2].

Astfel ilustrata, insa legata cu exemple din realitatea uzinelor, instruirea privind asigurarea calitatii a inceput sa dea rezultate.Manualul precizeaza ca prim obiectiv al conducerii calitatii mentinerea unei pozitii competitive prin:

» niveluri de calitate inalte si sigure

» termene de livrare predictibile

» costuri optime, prin conducere competenta, sensibila la schimare, utilizind sisteme eficiente de control al productivitatii si consumurilor.

Aceasta atesta aderarea conducerii societatii Republica - SA la principiile controlului total al calitatii (**TQM**), care este metoda planificarii strategice a calitatii (1) pune accentul pe urmatoarele principii generale:

» lucru in echipa si buna comunicare pe relatia muncitori - manageri;

» folosirea statisticii pentru depistarea problemelor si a cailor de rezolvare;

» contactul permanent cu clientii pentru a le descoperi cerintele;

» straduinta permanenta de imbunatatire continua a calitatii.

Planul strategic al calitatii (2) integreaza toate cerintele cheie privind calitatea in Planul general de afaceri al societatii, pe doua niveluri

» STRATEGIA CALITATII SI A PLANIFICARII PERFORMANTELOR UNITATII

» PLANURILE DE CALITATE SI PERFORMANTA

Ele sint detaliate pe obiective de termen scurt (1-2ani) si de termen lung (peste 3ani).

Sistemul calitatii poate fi evaluat comparativ si imbunatatit prin procesul de benchmarking, definit de pionierul lui, d.D.T.Kerns (Xerox Co) drept "**proces continuu de evaluare a produselor, serviciilor si practicilor raportat la cei mai acerbi concurenti sau la acele companii recunoscute ca lideri in domeniu**".

Procesul de benchmarking cuprinde atit **evaluarea deficientelor cit si practicile de remediere** si este tratat pe larg incepind cu nr.8, vol.I al revistei Business Tech International iar in [2] se ilustreaza aplicarea criteriilor de (auto)evaluare (benchmarking) pentru premiul american de calitate "Malcom Baldrige National Quality Award" pe urmatoarele functii:

» conducere:

» informatii si analiza;

» planificarea strategica a calitatii;

» dezvoltarea si conducerea resurselor umane;

» conducerea calitatii in proces;

» calitate si rezultate operationale;

» orientarea spre beneficiar si satisfacerea lui.

Pentru evitarea subiectivismului, exista o metoda de notare a gradului de implementare efectiva a cerintelor.

Manifestarile din ultimii ani si intrarea efectiva in atributii a organelor de certificare a calitatii, inclusiv Comitetul Roman al **EOQ**, ofera optimism cu privire la perspectivele acestei metode, pe care le-am aplicat la S.C. Republica S.A. cu succes.

De un real folos s-au dovedit a fi noile posibilitati de informare, vizitele la unitati etalon, consultarea de firme prestigioase, inclusiv in domenii legate de calitate. Conducerea S.C. Republica S.A. a adoptat prin **MAQ** in domeniul managementului calitatii multe elemente ale unor metode moderne.

Imbunatatirea continua a calitatii (**Kaizen**) este definita de cel care a introdus-o -**Masaaki Imai**- ca o tactica de imbunatatire (perfectionare) pas cu pas, incercind sa utilizeze cit mai bine mijloacele existente, in special personalul, utilajele, tehnologiile, altceva decit investirea din resurse suplimentare.

Esential pentru imbunatatirea continua a calitatii este ca nu se mai priveste calitatea ca pe un element intre altele, apanajul unor specialisti, ci devine centrul politicii unitatii.

Conducerea se angajeaza in fata tuturor cu un plan pe care il aplica cu discernamint si perseverenta, asigurindu-si concursul tuturor, interesindu-se in primul rind de oameni. In plan imediat conteaza perfectionarea proceselor unde un ajutor important il da metoda **Taguchi** de planificare a experimentelor privind calitatea.

Planul imbunatatirii calitatii este indinspensabil dovedirii atasmentului la ideile seriei de standarde ISO 9000/EN 29000 si cuprinde la REPUBLICA SA urmatoarele subsisteme la nivel tactic:

» sistemul "calitate"

» formarea personalului

» gestiunea costurilor si a calitatii

» grupe de studiu a calitatii

» audit

» autorizare subfurnizori;

» ordine si curatenie;

Planul face trimiteri la prevederi de investitii/dotari (utilaje, AMC, SDV) autoutilitare de tehnologii. Pina la extinderea planurilor de calitate statistice se va continua utilizarea Planurilor de Control de Calitate, Verificari si Incercari (PCCVI) pe sortimente de material.

Planul de instruire poate fi sub forma unui tabel cuprinzind categoriile de personal, proportia supusa instruirii, numarul anual de ore alocate instruirii privitoare la cerintele specificatiilor, tehnica meseriei, SDV/AMC, utilaje , AQ etc. sau detaliat pe desfasurare calendaristica.

Organele de audit/certificare cer ca macar pentru personalul AQ, de audit, conducatori s.a. sa existe o evidenta pe fise individuale (scoli, instruiri, calificari etc.)

Lista furnizorilor autorizati se recomanda a contine date despre data reviziei sale, articolul subcontractat si furnizorul, anumite limitari (categorie, dimensiuni, nivelul de autorizare a controlului etc), intervalul de referinta al autorizarii.

Pentru gestiunea costurilor calitatii exista o procedura (ITR-AQ- 00-5.20) aplicata din anul 1991, raportarea fiind trimestriala.

Tabelul 2

Schema experimentarilor cu 11 parametri (9x2 niveluri, 2x4 niveluri)
Experiments diagram with 11 parameters (9x2 levels,2x4 levels)

Tip experiment: L 16 ((f* 2n 2f * 4n)
Numar experimentari: 16
Numar parametri: 11, parametrii (factorii) fiind A....K
Numar max. niveluri parametri: 4 unde A... I/2 nivele; J + K/4 niveluri

Parametrii / Nr. serie experiment	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	1	1	2	2	2	2	2	3
3	1	1	1	2	2	1	1	2	2	3	4
4	1	1	1	2	2	2	2	1	1	4	2
5	1	2	2	1	2	1	2	1	1	3	3
6	1	2	2	1	2	2	1	2	2	4	1
7	1	2	2	2	1	1	2	2	2	1	2
8	1	2	2	2	1	2	1	1	1	2	4
9	2	1	2	1	1	1	2	1	2	4	4
10	2	1	2	1	2	2	1	2	1	3	2
11	2	1	2	2	2	1	2	2	1	2	1
12	2	1	2	2	2	2	1	1	2	1	3
13	2	2	1	1	2	1	1	1	2	2	2
14	2	2	1	1	2	2	2	2	1	1	4
15	2	2	1	2	1	1	1	2	1	4	3
16	2	2	1	2	1	2	2	1	2	3	1

Aspecte legate de controlul parametrilor de proces

MetodaTaguchi. Alegerea si definirea problemei

La inceputul anului 1992 s-a detasat problema unor defecte importante pe suprafata interioara a tevilor laminate la cald.

Cu colaborarea unor specialisti in metoda planului ortogonal factorial partial (metoda Taguchi) s-a instruit personalul, direct in cursul experientelor pentru rezolvarea acestei situatii.

Conceptul consta in determinarea parametrilor controlabili care optimizeaza procesul tehnologic prin reducerea dispersiei caracteristicilor (parametri decelati dintre variabilele parazitidificil sau costisitor de stapinit), denumite "zgomote".

Strategia este deci destul de neobisnuita abordarii conventionale in asigurarea calitatii, caci in loc de a elimina cauzele (adesea reprezentind "zgomote") se urmareste eliminarea impactului cauzelor. Procesul devine deci "robust la zgomote".

Alegerea conducatorilor experimentarilor

Direc[illegible]ea a insarcinat doi seli de ser[illegible]iciu din Directia T[illegible]ica si de Calitate pentru ex[illegible]mentari asupra lam[illegible]rii unor tevi de extractie ϕ [illegible],51 mm API spec 5 C T grad J 55.

hipa de experimentare

S-a d[illegible]init procedura de masurare si raportare a defecti[illegible]or de pe suprafata interio[illegible] a tevilo utilizind [illegible]ndoscopul si o scara etalon.

Intrucit nu li se poate influenta prezenta, echipa a considerat defectele incluse de materia prima drept "zgomote". Parametrii de incalzire-laminare-racire alesi (tab.2) au fost in numar de 11: cu doua niveluri de reglare au fost 9 (A...I), cu patru niveluri de reglare au fost 2 (J - inclinare cilindri; K-pozitie tija portdop perforare).

Echipa de experimentare a intocmit si foaia de reglare efectiva a parametrilor de proces pe parcursul celor 16 serii de experiente indicate de literatura ca minim necesar pentru combinatia numarului parametrilor si nivelurilor aferente.

Experimentari

Dintr-o sarja de 50 t, s-au acceptat vizual taglele corespunzatoare si s-au debitat cite 20 de blocuri pentru fiecare serie, laminata cu aceiasi parametri, controlind si inregistrind pentru fiecare teava volumul total al defectelor suprafetei interioare. Nu s-au mai considerat tevile cu defecte generate de materia prima.

Exploatarea rezultatelor

Pentru fiecare serie de experimentari s-a intocmit o fisa de parametri cu nivelul lor plus rezultatul controlului: poligonul frecventelor relative si volumul total al defectelor. Rezultatele sint inregistrate intr-un prim raport cu cauzele aparitiei acestora si modul de combatere.

Incercari de reconfirmare

Cu noii parametrii reiesiti din experimentari se va testa o singura, ultima serie avind aceeasi marime, inaintea intocmirii raportului final si a modificarii documentatiei tehnologice existente.

Metoda **Taguchi** asigura astfel rezolvarea unei probleme importante cu un numar minim de experimentari si maxima rigurozitate.

Progrese in utilizarea tehnicii de calcul pentru asigurarea calitatii

REPUBLICA S.A. a achizitionat in anul 1992 doua produse program privind **CAQ** (**C**alitate **A**sis-tata de calculator): unul de editare computerizata a certificatelor de calitate, al doilea de facturare-expediere computerizata.

Pentru o a treia serie de programe informatice, mai complexe, destinate urmaririi pe intregul flux a activitatilor privind asigurarea calitatii, s-a efectuat o documentare multilaterala, cu concluzii care pot fi utile si altor unitati de profil.

Masurarea la cald in timp real a tevilor laminate se rezolva fie cu dispozitive laser-pentru determinari de diametre exterioare, fie prin procesarea computerizata a imaginii sectiunilor longitudinale obtinute de camere TV cu raze X-pentru determinari de diametre, grosimi de perete si excentritati ale tevilor. O solutie cu sursa izotopica poate fi suficienta, daca se doreste numai valoarea medie a peretelui, limitind astfel investitia la cca 2 mil lei. Tevile reci pot fi masurate in timp real cu sublere avind traductori (constind sub 30 mii lei) sau ultrasonic, transmitindu-se automat informatia citita la calculatoare personale sau statii de lucru. Se formeaza astfel baza unui sistem de control static al proceselor (**SPC**), ale carui arie, profunzime si rosturi pot diferi substantial fata de situatia, dorintele beneficiarului si experienta furnizorului (anexa).

Daca un produs program costa cca.10 mii DM, implementarea **CAQ** integrate poate costa 0,5....1,5 mil.DM la sisteme mai comlexe.

Sistemul informatic CAQ asigura avantaje importante (3;7) si ar putea fi realizat dupa 3...24 luni in urmatoarele faze: consultanta; **analiza sistemelor; structurarea subsistemelor; programarea activitatilor; oferta; contractarea si desemnarea coordonatorului de proiect; implementare, scolarizare si asistenta.**

BIBLIOGRAFIE

[1] **Florescu C**, coordonator colectiv Marketing, Marketer, Bucuresti, 1992

[2] Quality Progress, Iunie...Dec., 1992

[3] **INID**, *Controlul automat al calitatii*, Seria: Asigurarea si promovarea calitatii, Bucuresti, 1992

[4] **ASM Metals Handbook** - ed 9 vol 8 - *Mechamical Testing;* Statistics and Data Analysis American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, 1985.

[5] **Ron Cassel** *Implementing a statistical process control program for tube organisations* In: Quality Digest, Apr 1991

[6] **R. W. Berger** *Statistical Process Control* American Society for Quality Control, Milwankee, WI, 1986

[7] *Documentatia firmelor Hewlett Packard;* **Abbey Aetna; Avesta; Spectro; Mercedes-Benz; IBM, SAS Institute Inc, Carry, USA; Brankamp System P-Prozessautomatisation Gmbh, Erkrath, D; Friederich and Co Gmbh, Viena, A.**

SEMNALARI

H.Korth

Restructurarea unei uzine in perioada de trecere de la economia planificata la cea de piata

Uzina de tevi Klöckner Muldenstein

In: Stahl und Eisen, Germania, 1993, nr.1, p.27

Laminorul de benzi late la cald de la **uzina Klöckner din Bremen** are o capacitate mai mult decit dubla fata de cea a laminorului la rece care îi urmeaza pe fluxul tehnologic. Deoarece pentru redresarea industriei fostei R.D.G. s-a pus problema realizarii in continuare, prin cooperare sau cumparare de intreprinderi, a unei prelucrari stabile a benzii laminate la cald, s-a achizitionat **uzina de tevi din Muldenstein.** S-a trecut la restructurarea ei corespunzatoare exigentelor economiei de piata.

Uzinele de tevi Bitterfeld reprezentau singura mare intreprindere din R.D.G. care aproviziona intreaga tara cu tevi pentru transportul gazului, pacurii, apei si aburului precum si pentru constructii. Partea viabila din uzina de tevi a fost cumparata de catre **firma Klockner Stahl GmbH Duisburg,** de la oficiul de custodie. Uzina de tevi este inregistrata acum ca intreprindere afiliata 100% societatii Stahl GmbH sub numele **Klockner Rohrwerk Muldenstein GmbH.** Imediat dupa preluarea uzinei a fost demarat un program cuprinzator de restructurare. Elementele importante au fost concentrarea teritoriala pe un amplasament, imbunatatirea organizarii, extinderea sortimentala a productiei catre calitati superioare, dimensiuni mari si lungimi sporite ale tevilor, imbunatatirea infrastructurii si scolarizarea personalului.

Pentru asigurarea unei prelucrari mai avansate a fost construita o sectie de acoperire a tevilor. In total s-au investit cca 50 mil. DM. Printr-un complex de masuri s-a ajuns in cel mai scurt timp la transformarea uzinei intr-o intreprindere rentabila. Ea are in prezent o capacitate anuala de **100000 t** tevi.

REVISTA REVISTELOR

METALLURGICAL PLANT AND TECHNOLOGY INTERNATIONAL, GERMANIA, 1993, NR. 2

- *Utilizarea si rezultatele agitarii electromagnetice pentru turnarea continua a otelului, p. 74*
- *Tehnologia CSP (turnarea continua a benzilor) si adaptarea acesteia la un program de productie extins, p. 84*
- *Cilindri de sprijin cu autocompensare pentru îmbunatatirea profilului benzii, p. 98*
- *Acoperirea rulourilor în Germania, p. 102*

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, NR. 2

- *Viitorul otelului în zona tensionata dintre economie si ecologie, p. 25*
- *Tehnologia si instalatia CSP si adaptarea ei la programe de productie largite (Congresul VDEh - 12.XI.'92 Düseldorf), p. 37*
- **CPR - C***asting* **P***ressing* **R***olling - un procedeu de turnare continua aproape de dimensiunea finita, pentru producerea benzilor din otel (Congresul VDEh *) 12.IX.'92 Düsseldorf), p. 49*
- *Cercetari experimentale asupra tehnologiei materialelor, la turnarea si laminarea bramelor subtiri (Congresul VDEh 12.XI.'92, Düsseldorf), p.55*
- *Cercetari experimentale asupra solidificarii si caracteristicilor mecanice ale bramelor subtiri (Congresul VDEh, 12.XI.'92, Düsseldorf), p. 63*
- *Cerinte pentru produsele turnate aproape de dimensiunile finite, din punctul de vedere al tehnologiei de laminare (Congresul VDEh, 12.XI.'92, Düsseldorf), p.67*

Caracteristicile benzii turnate direct, din Nirosta 4301, p. 75

- *Turnarea continua, încarcarea la cald, laminarea directa. Producerea otelului pentru constructii de masini, în domeniul austenitic de temperaturi, p. 79*
- *Raport asupra celui de-al doilea Congres international de forja (Terni Spoleto - Italia, iunie, 1991), p. 85*

*) VDEh - Uniunea Siderurgistilor germani

FOLOSIREA CARBUNELUI PENTRU PRODUCEREA FONTEI

Elaborarea fontei din minereuri se realizeaza aproape exclusiv in furnale. Din punct de vedere tehnologic, furnalul este indicat pentru folosirea cocsului. Producerea cocsului in cocserii este insa scumpa. In afara de aceasta, cocseriile au de luptat pentru a rezolva problemele protectiei mediului. La furnal cocsul este inlocuit cu cantitati tot mai mari de praf de carbune insuflat prin gurile de vint. Functionarea furnalului fara cocs nu este posibila din motive de natura fizica. Pentru producerea fontei fara cocs, se lucreaza de mai multi ani la dezvoltarea procedeelor de topire reducatoare, dintre care unul, cu instalatia Corex din Africa de Sud, a putut ajunge la scara industriala. Aceste procedee utilizeaza carbuni necocsificabili ca reducatori si combustibil.

Sectorul "furnale" si sectorul "bazele proceselor metalurgice" din Asociatia siderurgistilor germani au abordat, datorita actualitatii ei, tema "utilizarea carbunilor la producerea fontei" si au discutat-o intr-o sedinta comuna la Düsseldorf in 11.III.1993, cu participarea a numerosi specialisti, pe baza a sapte comunicari asupra procedeelor de topire reducatoare si patru comunicari asupra insuflarii carbunilor in furnale.

Tabelul 1

Stadiul de dezvoltare a procedeelor de topire nereducatoare
Reduction melting process development

Procedeele	Stadiul de dezvoltare
Folosind gazificator cu topire: - *Corex* . . . . . .DVAJ - VAJ	Instalatii industriale 300000t/an in functiune 700000 t/an in constructie
- *CFB* . . . . . .(Lungi). (pat fluidizat circulant)	Pilot
Folosind reactorul cu baie de fonta - *HIsmelt* . . . .(CRA,Midrex) (*H*igh *I*ntensity *S*melting)	Instalatie demonstrativa 100000 t/an,1993
- *Dios* (*D*irect *I*ron *S*melting). Japan Iron and Steel Federation)	Instalatie demonstrativa 150000t/an,1993
- *AISI/DOE* proiect...(*A*merican *I*ron and *S*teel *I*nstitute/*D*epartment *o*f *E*nergy	Pilot
- *CCF* Cyclone Converter *F*urnace) (Hoogovens, Ilva) . .	Pilot

Topirea reducatoare

Dupa principiile tehnologice, procedeele de topire reducatoare pot fi impartite in procedee care utilizeaza gazificatorul de topire si procedee care utilizeaza reactorul cu baie de fonta. Gazificatoarele de topire functioneaza in doua trepte, cu reducerea minereului la burete de fier si cu topirea finala, o data cu producerea gazului reducator. Reactoarele cu baie de fonta utilizeaza gazul obtinut de la reducerea finala pentru postcombustie cu aer sau oxigen, in convertizor, gazul evacuat putind fi folosit si pentru prereducerea minereului. Un alt criteriu de grupare este dupa baza de minereu, adica dupa cum se incarca minereuri fine sau minereuri in bucati (tab.1).

Intr-un raport introductiv, de ansamblu, al grupului de lucru "topire reducatoare", au fost tratate in general caracteristicile procedeelor care se aflau in stadiu pilot si mai amanuntit procedeele care nu fusesera tratate in comunicari speciale: *CCF* si *Dios*. Deutche Voest-Alpine Industrieanlagebau a prezentat un raport asupra functionarii instalatiei *Corex* din uzina ISCOR- Pretoria, Africa de Sud. Pe linga aceasta au fost prezentate variante posibile privind utilizarea gazului disponibil rezultat de la procesul Corex. Voest Alpine Industrienalagebau a prezentat consideratium asupra dezvoltarii procedeului *Finex*, care utilizeaza minereuri marunte.

De o deosebita actualitate a fost o comunicare de la firma POSCO (Coreea de Sud), asupra proiectarii in prezent a unei noi instalatii *Corex* in uzina siderurgica Pohang, cu o capacitate nominala de 2000 t/zi. Comunicarea cuprinde informatii asupra costului investitiei si a unor modificari prevazute in plus fata de instalatiile anterioare.

In ceea ce priveste procedeul *HIsmelt*, care urmeaza a fi verificat la scara pilot prin construirea unei instalatii de 100000 t/an in Kwinana si Australia de vest, au fost prezentate de catre CRA bazele procedeului, in urma experimentarilor de la Max-hutte-Sulzbach-Rosenberg.

Bazele functionarii unui proces de reducere a minereurilor fine in pat fluidizat circulant au fost

discutate intr-un raport prezentat de Lurgi. O instalatie asemanatoare ca schema tehnologica functioneaza la Thyssen-Stahl in faza pilot, pentru valorificarea unor deseuri siderurgice. Mannesmann-Demag a raportat intr-o comunicare scurta despre procedeul de topire reducatoare *AISI-DOE* dezvoltat in S.U.A.

Insuflarea carbunilor in furnal

In prezent in lume se utilizeaza carbuni in circa 100 de furnale. Patru exploatari de furnale, care au realizat insuflari de carbuni de cca 200 kg/t, la productii ale furnalelor de 3500 - 9200 t/zi, au prezentat experienta acumulata in acest domeniu. British Steel uzina Scunthorpe, a informat despre insuflarea a 210 kg/t carbune in particule relativ mari (granulat), cu imbogatirea aerului cu cca 8 % oxigen. O alta comunicare venita de la Usinor-Sacilor a relatat despre dezvoltarea insuflarii carbunilor la uzina Dunkerque, din anul 1983 pina astazi, ajungindu-se la cca 190 kg/t fonta.

Comunicarea din partea firmei Thyssen Stahl a prezentat lucrarile efectuate la Thyssen Stahl, unde prin perfectionarea tehnicii de insuflare prin lance s-a realizat un amestec omogen al carbunelui si oxigenului, la insuflarea pina la 200 kg carbuni/t fonta. Uzina Hoogoven-Ijmuiden a venit cu modificari tehnologice importante (repartizarea incarcaturii etc.), care sint necesare in cazul insuflarii de cantitati mari de carbuni. Modificarile tehnologice propuse pentru realizarea de consumuri foarte mari de carbuni si in special de consumuri specifice de cocs foarte mici sunt, in cazurile prezentate, in mare masura aceleasi; diferentierile sint legate de conditii specifice privind materiile prime din componenta incarcaturii furnalelor. In toate cele patru comunicari se arata ca au fost obtinute consumuri de cocs sub 300 kg/t fonta (tab.2).

Tabelul 2

Date de functionare ale furnalelor cu insuflare de carbuni in cantitate mare
Coal injection blast furnace parameters

Societatea	B. S.	Hoogovens Group BV	Sollac	Thyssen Stahl AS
Furnalul	Scunthor pe Queen Victoria	Ijmuiden 6	Dunkerque 4	Schwelgern 1
Diametrul creuzetului (m)	9,0	11,0	14,0	13,6
Perioada	11.I.92 - 15.II.92	decembrie '92	14 .V. - 14.VI.92	octombrie '92
Productia (t/24 ore)	3500	5858	8726	9102
Consumul de combustibil, kg/t				
Cocs (uscat)	284	272	287	297,3
Carbuni	200 x)	212	194	197,4
Total	**484**	**484**	**481**	**494,7**
Temperatura aerului, ^{0}C	1124	1183	1189	1233
Oxigen in aerul suflat, %	29,0	26,6	23,22	24,4

x) Praf de carbune

(Traducere din revista Stahl und Eisen, Germania, nr. 5, p.87)

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, NR. 2

- *Materiale de constructie si refractare pentru furnale si otelarii (raport asupra Colocviului international 35 din 1 - 2.X.'92, Aachen, Germania), p.91*
- *Previziuni conjuncturale pentru 1993 ale principalelor ramuri industriale consumatiare de otel, p. 99*
- *Scurte informatii tehnice. Congrese, târguri, p. 12 - 22*

Societatea Comerciala "GRIVITA" S. A.

Str. Rotasului nr. 14, sector 1, Bucuresti
Tel.: 665.40.40 Fax: 665.62.40 Telex: 12296 GRIME
Nr. înreg. J40/297/7.02.1991
Capital social 104.725.794
Cont nr. 301510601 BCR fil. sect. 1

Doriti sa va procurati produse din metal pentru uz gospodaresc sau industrial?

S. C. GRIVITA S. A.

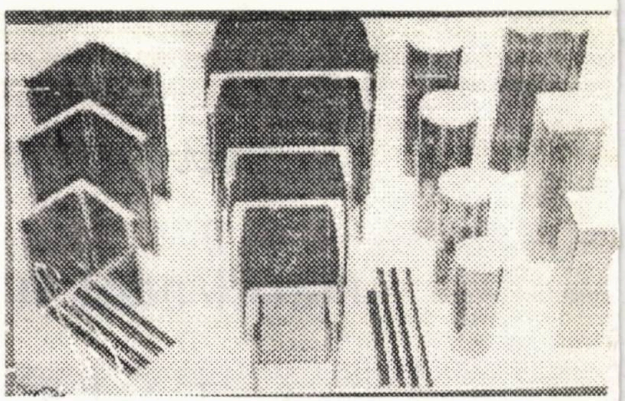
va ofera:

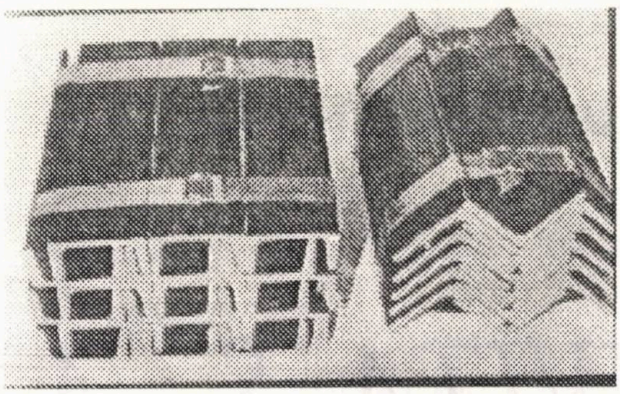
- cuie în gama completa
- sârma bobinata pentru agricultura
- sârma trefilata din otel
- profile speciale laminate la cald pentru confectii metalice
- otel beton în bare
- plasa de sârma pentru împrejmuiri

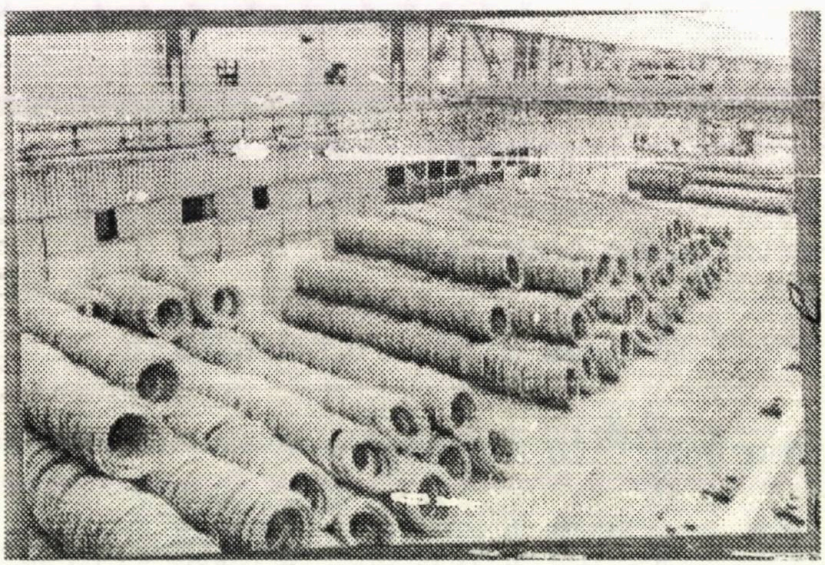
Va asteptam !

If you'd like to know more about us, please write, cal or fax:
B-dul Independentei no. 8, 5300 Focsani, Romania
Tel.: 53257
Telex: 53257
Fax: 093/913823

LAMINORUL S. A. Focsani, România, is a rolling mill established as a joint stock company.
Equipped with modern plants, it makes high quality products to NID and/or Romanian standards.







It is specialized in medium size profiles, wire rod and concrete carbon steel. The gauges produced meet almost any standard specified by customers.

The chemical composition and mechanical properties of the rolled steel are controlled by its own specialized laboratories.

CEA MAI MARE FIRMA ROMANEASCA DE COMERT EXTERIOR IN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ROMANIA, BUCURESTI,
STR. MENDELEEV, NR. 21-25
TELEFON: 659.21.60; 659.40.90;
569.63.90; 312.04.47;659.38.50;
TELEX: 11515, FAX:312.04.46.

CALITATE, GARANTIE, COMPETITIVITATE PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

EXPORTA:

- tabla medie si groasa, inclusiv tabla navala (hot rolled heavy plates, including shipbuilding plates);
- tabla subtire laminata la rece (cold rolled steel sheets);
- tabla zincata (galvanized steel sheet);
- tabla transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile otel laminate la cald UNP, INP, corniere, otel rotund, patrat (hot rolled steel profiles-channels joists, angles, round, flat bars);
- otel beton si sirma laminata (reinforcing steel bars and wire road);
- sirma trasa din otel (drawn steel wire);
- electrozi sudura (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanturi industriale (industrial chaines);
- cabluri tractiune (wire ropes);
- sirma si toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sirma taloane (bronze plated steel wire);
- tevi conducta (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- tevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu si laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

IMPORTA:

- cocs (coke);
- carbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALIMPORTEXPORT S.A.

este oricind la dispozitia firmelor interesate pentru orice alte operatii de export - import.
Pentru orice detalii, rugam contactati-ne la adresa:

Bucuresti - Str. Mendeleev 21-25
Tel: 00400/659.68.25; Fax: 00400/312.04.46; Telex: 11515 metal r

ADMET S.A.

Galati

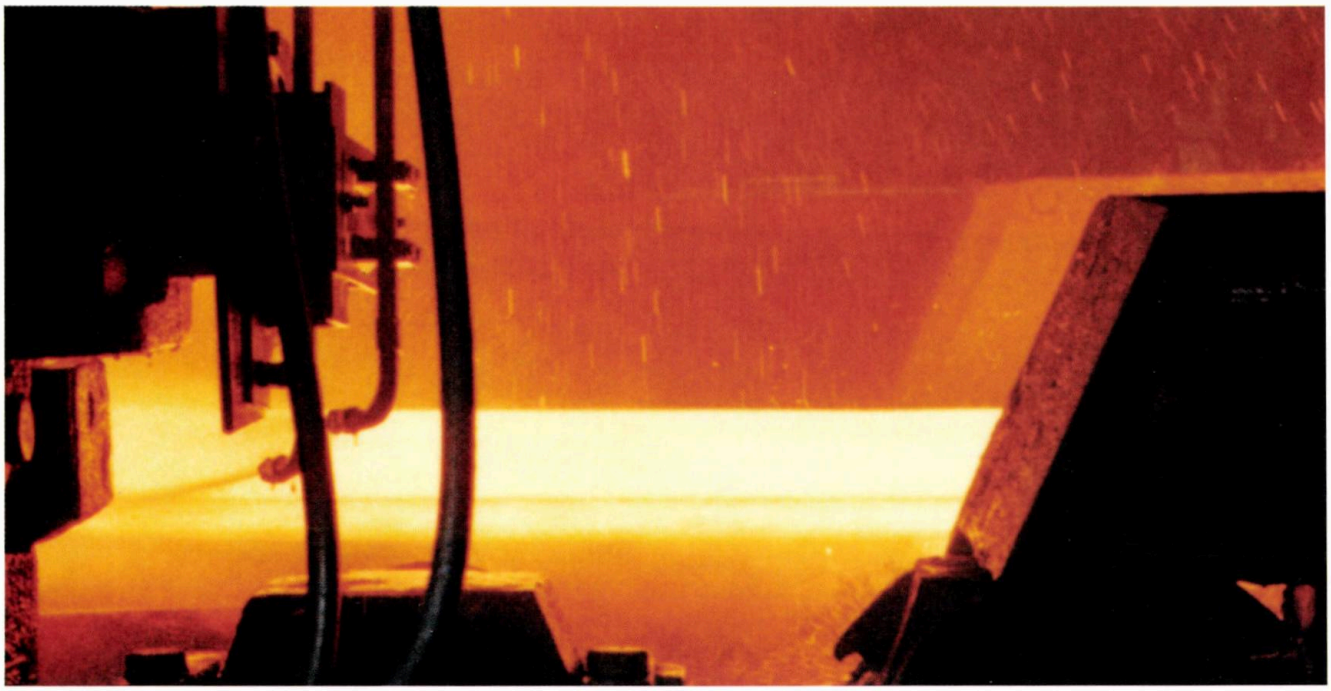
Prelucram, depozitam si conservam, pentru dumneavoastra, în vederea desfacerii ulterioare, materii prime, produse metalurgice si alte materiale

Str. Pacii Nr. 103
6200 Galati
Tel.: 093/415318
Telex: 51248

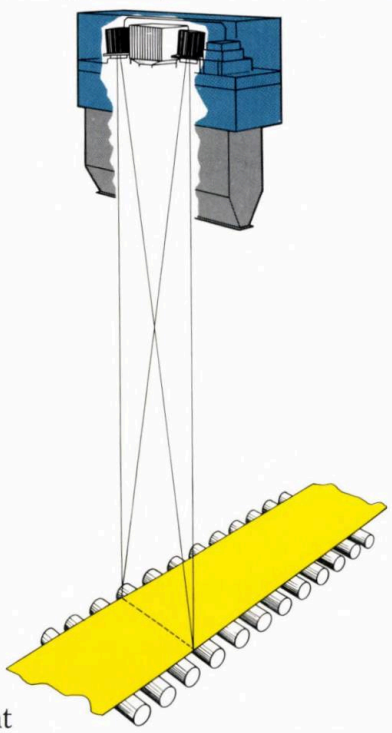
ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT 1985

ADMET S.A. *la dispozitia dumneavoastra !*

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.



KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

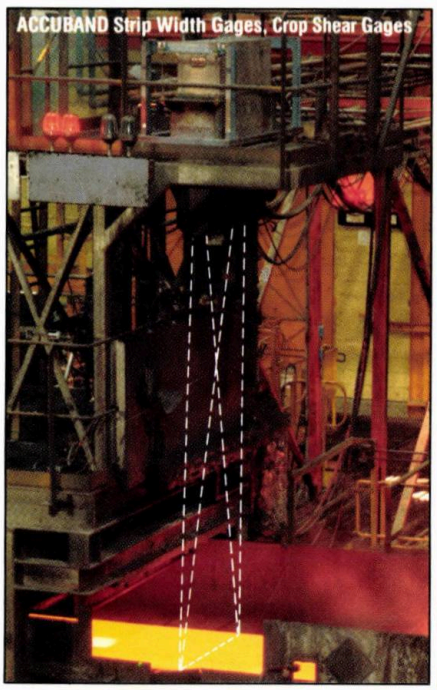
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

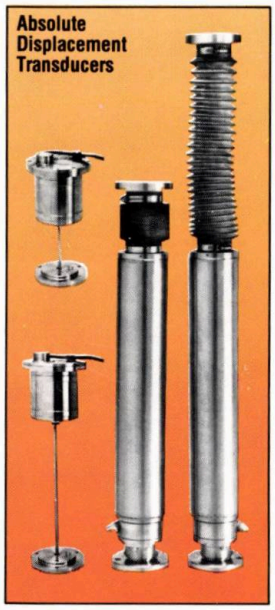
WINNER 1992 INNOVATION

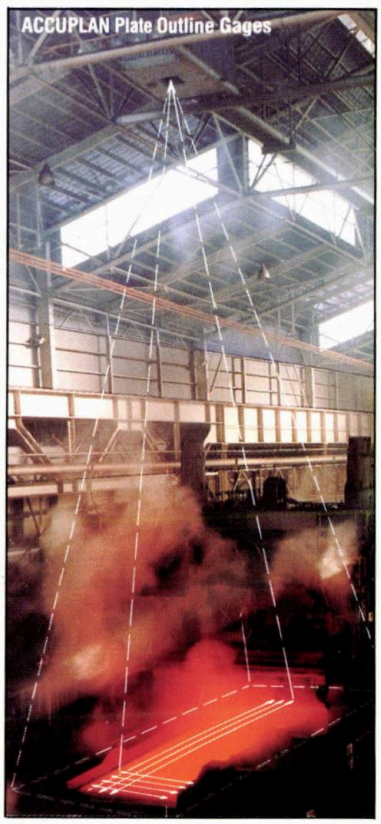
KELK

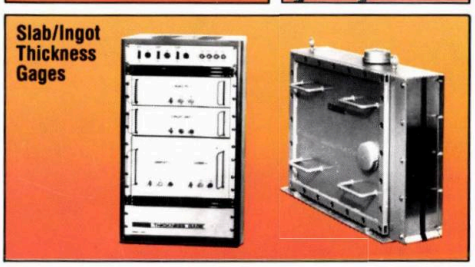
Sensors for Rolling Mills

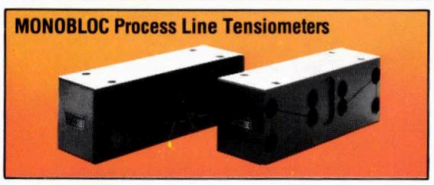
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

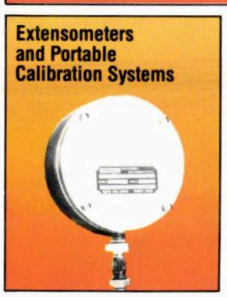


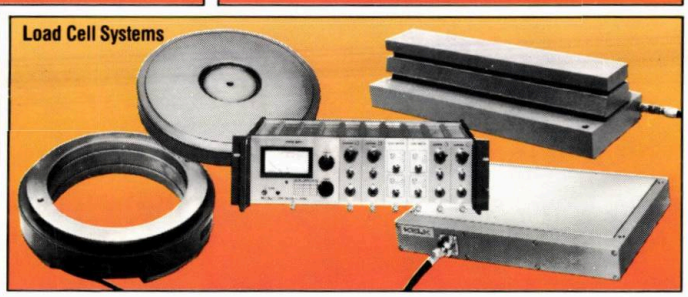












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

1994 JAN 06

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK
Sensors for Rolling Mills

t 3280

METALURGIA

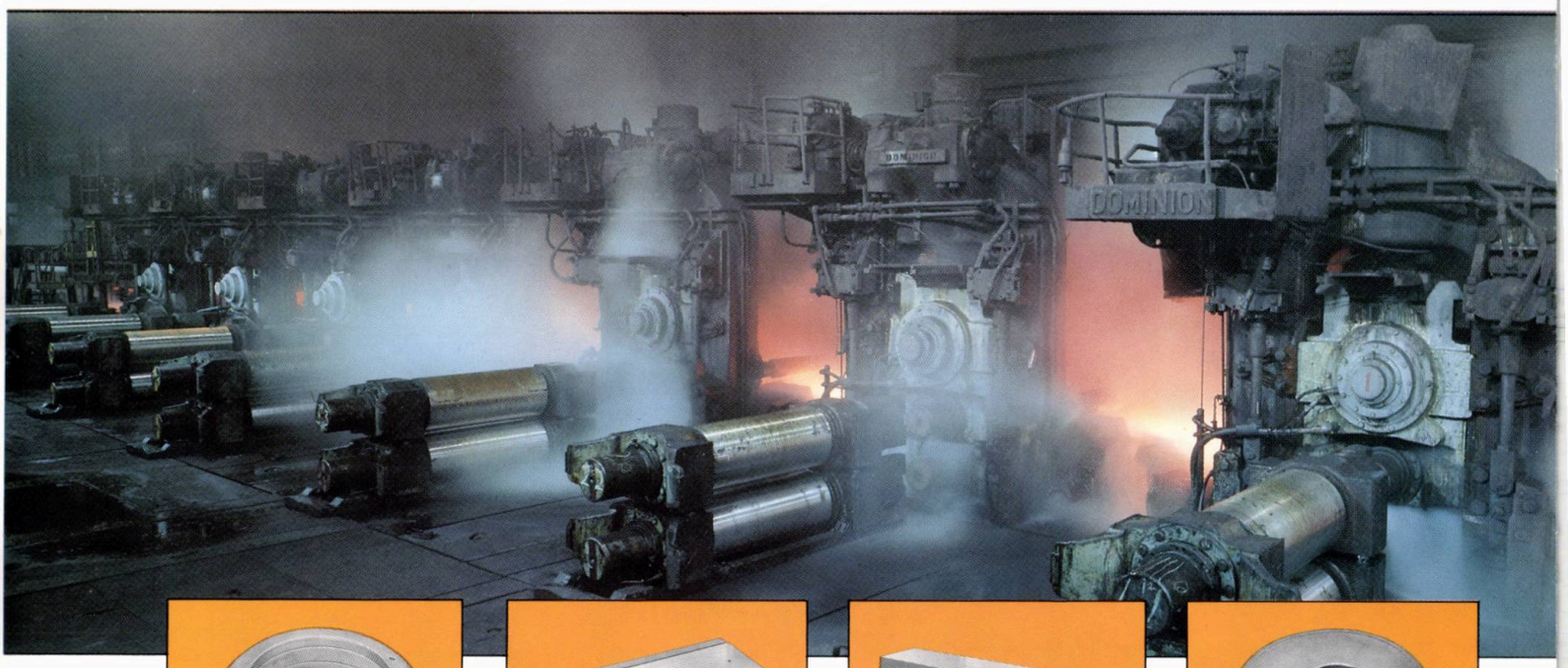
Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

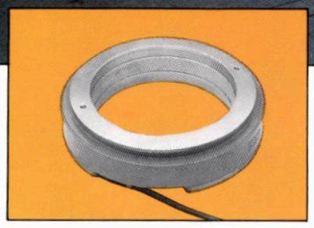
9/93

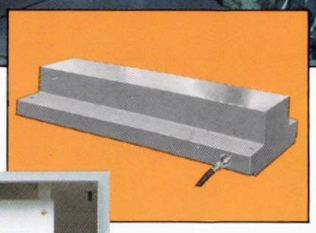
Introducing ROLLMAX...

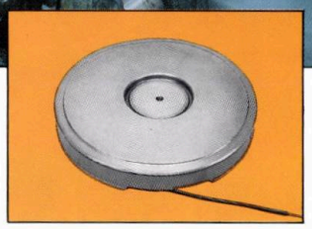
Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!









With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

COMBINATUL de Oteluri Speciale TARGOVISTE

COST
TARGOVISTE * ROMANIA

La 14 decembrie 1993 se împlinesc 20 de ani de la elaborarea primei sarje de otel pe platforma combinatului

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR ORSZÁGOS 1833

Producem oteluri carbon, aliate si înalt aliate, sub forma de semifabricate forjate, bare si blocuri, laminate si bare trase, banda pentru industria electrotehnica.

Otelul se livreaza în stare naturala sau tratat termic, în urmatoarele sortimente:

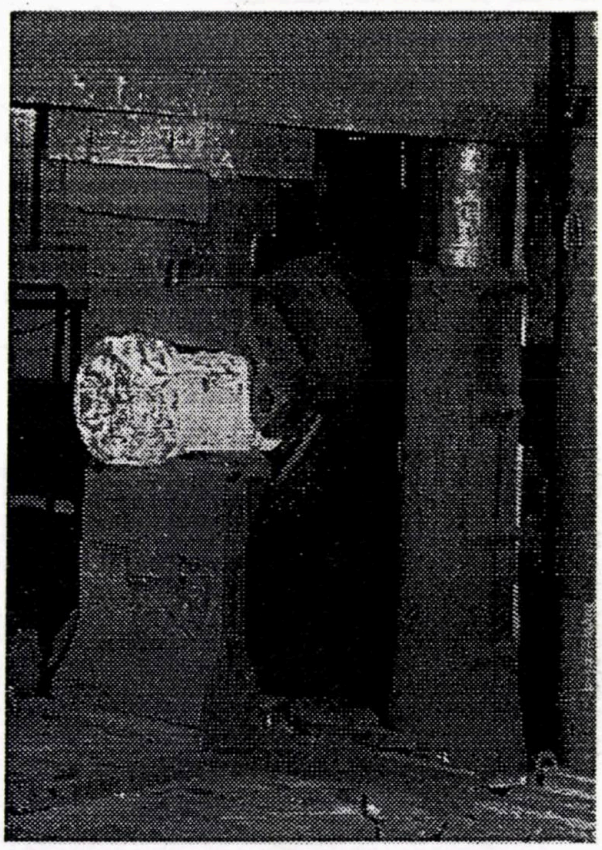
otel carbon de uz general;
otel carbon de calitate;
otel carbon pentru scule;
otel beton;
otel de cementare;
otel de îmbunatatire;
otel pentru autoturisme;
otel pentru rulmenti;
otel pentru arcuri;
otel pentru organe de asamblare;
otel pentru supape;
otel inoxidabil;
otel refractar inoxidabil;
otel aliat pentru scule pentru prelucrari la rece;
otel aliat pentru scule pentru prelucrari la cald;
otel rapid pentru scule;
banda silicioasa, laminata la rece cu graunti neorientati.

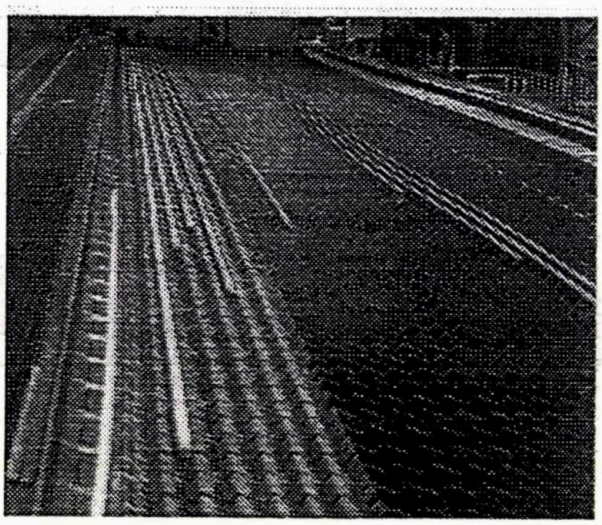
Product range:

The Special Steel Complex produces the carbon steel, alloyed and high-alloyed steel in forged semis, bars and blocks, rolled sections and drawn bars, strip of electrotechnical steel for motors and dynamos.

Steeel is supplied as crude or treated in these brands:

carbon steel for general use;
quality carbon steel;
carbon tool steel;
steel bars for concrete reinforcement;
case hardening steels;
heat treatable steel
(quenched and subsequently tempered)
steel for the car industry;
ball bearing steel;





spring steel;
screw steel;
valve steel;
stainless steel;
alloyed tool steel for cold work;
alloyed tool steel for hot work;
high-speed tool steel;
cold rolled nonoriented grain
silicon steel strip.

Combinatul
de Oteluri
speciale
Târgoviste

CEA MAI MARE FIRMA ROMANEASCA DE COMERT EXTERIOR
IN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ROMANIA, BUCURESTI,
STR. MENDELEEV, NR. 21-25
TELEFON: 659.21.60; 659.40.90;
569.63.90; 312.04.47;659.38.50;
TELEX: 11515, FAX:312.04.46.

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

CALITATE, GARANTIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

EXPORTA:

- tabla medie si groasa, inclusiv tabla navala (hot rolled heavy plates, including shipbuilding plates);
- tabla subtire laminata la rece (cold rolled steel sheets);
- tabla zincata (galvanized steel sheet);
- tabla transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile otel laminate la cald UNP, INP, corniere, otel rotund, patrat (hot rolled steel profiles-channels joists, angles, round, flat bars);
- otel beton si sirma laminata (reinforcing steel bars and wire road);
- sirma trasa din otel (drawn steel wire);
- electrozi sudura (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanturi industriale (industrial chaines);
- cabluri tractiune (wire ropes);
- sirma si toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sirma taloane (bronze plated steel wire);
- tevi conducta (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- tevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu si laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

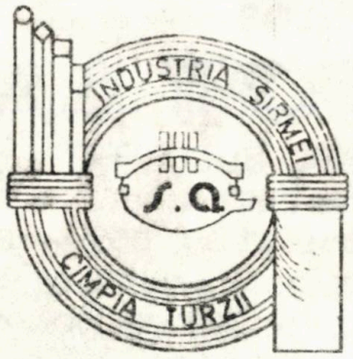
IMPORTA:

- cocs (coke);
- carbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALIMPORTEXPORT S.A.

este oricind la dispozitia firmelor interesate pentru orice alte operatii de export - import.
Pentru orice detalii, rugam contactati-ne la adresa:

Bucuresti - Str. Mendeleev 21-25
Tel: 00400/659.68.25; Fax: 00400/312.04.46; Telex: 11515 metal r



S. C. INDUSTRIA SÂRMEI S.A.,

romanian leader

in wire and wire products,

offers a wide range of products

»	sârma pentru cuie	»	nail wire
»	cuie	»	nails
»	sârma zincata	»	galvanised wire
»	sârma ghimpata	»	barbed wire
»	bare laminate	»	rolled bars
»	bare calibrate	»	calibrated bars
»	sârma pentru sudura	»	welding wire
»	electrozi de sudura	»	welding electrodes
»	flux de sudura	»	welding flux
»	conductori electrici	»	electric leads
»	sârma pentru talon auto	»	bead wire
»	sârma pentru beton precomprimat	»	prestressed concrete wire
»	toron pentru beton precomprimat	»	prestressed concrete strand
»	cabluri de tractiune	»	drag ropes
»	filiere	»	drawing dies
»	piese sinterizate din carburi	»	sintered carbide components

Pentru relatii suplimentare rugam sa va adresati la sediul firmei:

For details please contact us at :

S. C. INDUSTRIA SÂRMEI S. A.

str. Laminoristilor nr. 145

3351, CÂMPIA TURZII

telefoane: **095-368044-Director Comercial - Trade Manager**

095-368957-Sef Serv.Import-Export - Import - Export Dept. Head

095-368128-Sef Serv.Desfacere - Sales Manager

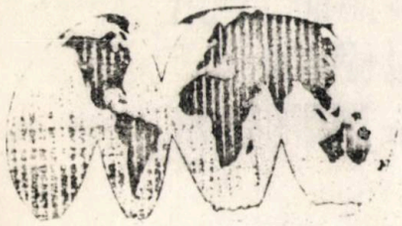
095-368661-666

telex: **31282**

fax: 095-368957

095-367460

TIB '93



11 - 17 OCTOMBRIE 1993

BUCURESTI

VA INVITAM SA VIZITATI
STANDUL FIRMEI

KELK

Sensors for Rolling Mills

DIN PAVILIONUL CANADEI

40 DE ANI DE EXPERIENTA
IN DOMENIUL SENZORILOR ELECTRO-MECANICI SI ELECTRONO-OPTICI PENTRU LAMINOARE

TRADUCTORI DE FORTA, TENSIUNE SI PRESIUNE, AMPLIFICATOARE, SISTEME DE MASURARE A LATIMII, CAPETELOR SI CONTURULUI TABLELOR SUBTIRI SI GROASE, ETC.

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
Winner 1992 Innovation

X-TRA

Reprezentanta in ROMANIA
Str. Vasile Alecsandri 10
BUCURESTI
Tel. 617 70118, 312 5899
Fax: 617 7018, 312 0173

CIDMET

Centrul de Informare si Documentare pentru Metalurgie

Str. Mendeleev 21 - 25,
sector 1
70 168 BUCURESTI
tel. 659 49 90
fax: 3124278, 3124276

SIDEROM - CIDMET editeaza o serie de publicatii care se transmit firmelor din domeniul metalurgiei si constructiilor de masini din România si din alte tari.

Produsele si tehnologiile, consultanta si asistenta tehnica oferite de firma dumneavoastra pot beneficia de publicitate în materialele periodice pe care le editam si difuzam, cum sunt:

- Revista Metalurgia
- Buletin de Informare Documentara
- Informatii din metalurgia mondiala
- Sumare din reviste straine de specialitate
- Noutati în siderurgie
- Indicatori tehnico-economici

In cazul în care doriti sa va facem publicitate va rugam:
- sa ne transmiteti materialul pentru reclama în forma pe care o doriti (fotografii, diapozitive color, text, machete etc);

- sa transmiteti suma corespunzatoare publicarii reclamelor dorite la BCR SMB 301520201 Bucuresti

Va stam la dispozitie pentru comunicarea tarifelor actuale

Sumare din reviste est-vest
Diverse publicatii
Traduceri
Carti de vizita
Formular tipizat de birou

Metalurgia
Cataloage de produse
Prospecte
Buletin de informare documentara
Sinteze documentare
Indicatori tehnico-economici
Noutati din siderurgie
Informatii din siderurgia mondiala

METALURGIA

9 septembrie 1993

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

Sumar

Chitu Gh., Ursu V.: **Contributii la imbunatatirea structurii productiei siderurgice din România (I).** 5

Iancu N., Nedelcu P., Strugari F.: **Importanta utilizarii la furnale a incarcaturii de feroase cu continut ridicat de Al_2O_3.** 12

Semenescu A., Ioana A., Vâlceanu L., Vârcolacu I., Balescu C., Mirea V.: **Determinarea pe cale experimentala a principalilor parametri functionali ai arzatoarelor regenerative continue** 16

Apa L.: **Calculul activitatii si solubilitatii carbonului in fonte** 21

Marginean Elena, Ruxanda Roxana, Craciun St., Marginean I.: **Durificarea superficiala complexa a otelurilor prin difuzie de bor si crom** 25

Sofroni L., Cocolas S., Pana Mihaela, Tudor M.: **Reducerea consumului de energie electrica si materii prime la elaborarea otelului** 28

Nicola Maria, Badea Teodora: **Comportarea anodica a unor oteluri inoxidabile in medii specifice industriei de celuloza si hârtie** 32

Galasiu I., Galasiu Rodica: **Unele proprietati ale catozilor de carbune folositi in celulele de fabricare a aluminiului** 37

Stegaroiu I., Neagu C., Iorga L.: **Recuperarea si utilizarea economica a subproduselor industriei siderurgice (I)** 45

Sterie Fl., Trandafir Cecilia: **Cercetari privind fabricarea produselor carbonice folosind smoala de huila cu continut redus de insolubile in chinolina** 48

Nicolae Maria: **Modelarea matematica a procesului de rafinare a ferosiliciului standard** 51

Teodorescu N.N., Ciuca I., Vrânceanu G.G., Cazimirovici E.: **Consideratii geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare (III)** 56

Evolutia, stadiul actual si aspectele viitoare ale elaborarii otelului (traducere) 59

Evenimente internationale 63

Revista revistelor 20, 24, 27, 31, 36, 50, 55, 64

Colegiul de redactie

(în ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, MIHAELA PANA, VASILE PARPALA, NICOLAE PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, GELU CONSTANTIN RADU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA

Redactor responsabil: prof. dr. ing. I. VARCOLACU

Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VARCOLACU

Sef. CIDMET: ing. Brândusa Florentina Scortea

Redactor: ing. Brândusa Florentina Scortea

Tehnoredactare computerizata: ec. Vereanu Lidia

Redactia si administratia: Bucuresti, str. Mendeleev, nr.21-25, sector 1, cod 70168, telefon 6594990.

Institutiile pot achita abonamentele in contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 9000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Traducerea: ing. S. [illegible]

Stilizare: Ioana Kuglay

Corectura: Rodica Rosu

CONTENTS Metalurgia 9/93

Gh. Chitu: **Improvement of Romanian steel production structure**

The paper is a synthetic presentation of a study made by the Bucharest Metallurgical Research Institute (ICEM) on Romanian steel production structure.

Consumption, export and import of steel products in Romania are also analysed.

During the investigation the author advanced proposals of measures to increase competitiveness for rolled products, tubes and other highly processed products made with the existing plants of the Romanian steel industry.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *5*

N. Iancu et al: **The importance of using in blast furnaces high Al_2O_3 content iron ore load**

The use of iron ores containing 1.8-2.5% Al_2O_3 in blast furnace charges leads to a 9-12% alumina content of the slag, providing the following advantages:

- increase in sinter reduction capacity;
- decrease of slag viscosity;
- reduction of specific coke consumption;
- more stable and flexible BF operation;
- decrease of slag silicon content;
- lowering of production costs;
- more alkali in slag.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *12*

A. Semenescu et al: **Experimental evaluation of continuous regenerative burner main operation parameters**

The paper shows the test methods and the main results of production test on a FCR-type continuous regenerative burner.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *16*

L. Apa: **Computation of carbon activity and solubility in pig iron**

The author has tried to find the best relations to compute the carbon activity and solubility in molten iron. Compared with test results the validity of the relations is confirmed.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *21*

E. Margineau et al: **Complex steel case hardening by baron and chromium diffusion**

Hard surface layers, 100-140 μm deep, can be achieved by complex case hardening of steel with simultaneously or consecutively diffused baron and chromium.

The results open wide perspectives to diffusion hardening using elements which give the layer not only high microhardness values, around 2000 HV, but also a good adherence to the support and even a change in wear and corrosion behaviour of the hardened component.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *25*

L. Sofroni et al: **Steelmaking with lower consumption of power and row materials**

This is a stringent requirement of modern steel industries in Romania and abroad. The authors refer to some methods used by others and especially the charge preheating, for which they show the final energy balance and conclusions.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *28*

Maria Nicola, Teodora Badea: **The anodic behaviour of certain stainless steels in environments specific to pulp and paper industry.**

The investigated steels were V2A (0.04%C, 0.33%Si, 18%Cr, 8%Ni) and V4A (0.04%C, 0.33%Si, 18%Cr, 10%Ni).

The basis of the study were the polarisation lines plotted with a OH-405-type potentiostat and an x-y plotter; the potential variation rate was 200 mV/min.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *32*

I. Galasiu and Rodica Galasiu : **Some properties of coal electrodes used in aluminium production cells**

Carbon blocks used as cathodes in aluminium production cells play an important role for cell life and energy consumption. These blocks must have a low electric resistance, high resistance to natrium penetration, high impact and abrasion resistance. The authors study these properties and their evolution during aluminium electrolysis cell operation.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *37*

I. Stegaroiu, C. Neagu, L. Iorga: **The recovery and efficient use of iron and steel by-products**

When seeking the optimal alternative for restructuring iron and steel industry, the recovery and efficient use of the by-products is an important item to tackle with. The authors try a deep insight into this problem.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *45*

Sterie Fl., Truadafir Cecilia: **Research regarding the manufacture of carbonic products using pitcoal pitches with low insoluble quinoline contents**

In the manufacture of carbonic products, along with the quality of raw materials, a very important role belongs to the manufacture costs. In this respect, it is shown that the amount of pitch used in the process should be diminished.

That is: with better binding properties, pitches with 12%insoluble quinoline can replace successfully the currently used pitches (with insolubles $\approx$ 20%).

The optimal amount of pitch is different, varying with the type of coke, its granulometry and porosity.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *48*

Maria Nicolae: **Mathematical modelling of standard ferrosilicon refining**

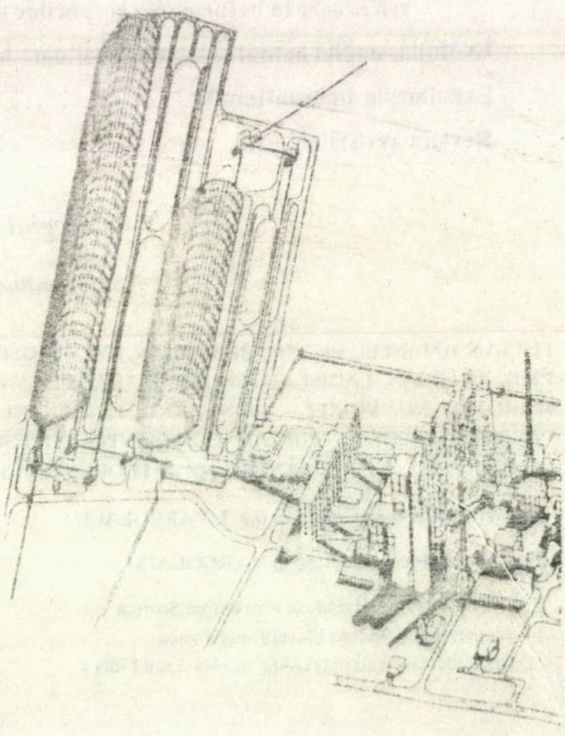
The aim is to optimise standard ferrosilicon refining, i.e. to minimize its Al content when to make silicon steel for oriented grain electric sheet. Preliminary test results allowed selection of main process parameters. These are: initial Al content in the ferrosilicon to be refined, siderite quantity; process temperature and Si siderite grain size.

The model helps in evaluating refining results is various given circumstance and in computer process control.

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *51*

Teodorescu N.N. et al. : **Geometric consideration on tubular cylinder bodies deformation**

Metalurgia 45 (1993), nr.9, p. *56*



CONTRIBUTII LA IMBUNATATIREA STRUCTURII PRODUCTIEI SIDERURGICE DIN ROMANIA (I)

Ing. Chitu Gh., ing. Ursu V. S. C. ICEM - S. A.

C.Z.:669.14

Institutul de Cercetari Metalurgice s-a preocupat continuu de retehnologizarea - modernizarea industriei de baza a economiei, care este metalurgia.

Prin solutiile oferite s-a reusit sa se asigure necesarul de produse siderurgice finite din productia interna în proportie de peste 90% pentru marea majoritate a sectoarelor consumatoare, inclusiv pentru unele tehnici de vârf (aviatie, electronica, militara, nucleara etc.).

In ultimii ani, **ICEM** a efectuat cercetari prospective privind evolutia siderurgiei noastre în contextul regional si mondial pentru realizarea de sortimente competitive prin calitate mai buna si costuri cât mai scazute.

Pentru realizarea acestor obiective s-a actionat în urmatoarele directii principale:

- efectuarea de cercetari pentru caracterizarea productiei siderurgice românesti într-un cadru unitar;
- analiza structurii productiei, consumului, exportului si importului de produse finite;
- stabilitatea potentialului siderurgiei românesti în conditiile actuale de dotare si functionare specifice economiei de piata.

In acest scop s-au efectuat lucrari în care:

- s-a elaborat un nomenclator cu **50 de grupe si produse si 28 de uzine** care sa fie analizate;
- au fost stabilite criterii de caracterizare si comparare a productiei siderurgice, grupate pe 3 categorii : **calitative, cantitative si de eficienta**;
- evaluarea capacitatilor de productie actuale;
- analiza factorilor care au determinat structura actuala a **productiei, consumului, exportului.**

Cercetarile efectuate asupra evolutiei siderurgiei românesti in ultimii 4 ani au dus la constatari si concluzii în baza carora s-au putut formula unele propuneri, din care principalele vor fi prezentate în aceasta lucrare.

Criterii de comparare a produselor siderurgice

Caracterizarea laminatelor, tevilor si a produselor cu grad ridicat de prelucrare s-a efectuat in baza unei metodologii noi care a avut în vedere:

a) Criterii calitative:

- încadrarea in **normele europene (EN)** si internationale **(ISO)**;
- **aprecierea calitativa** a produsului (sortimentul de otel, proprietati fizico-mecanice, gama dimensionala, tolerante);
- **gruparea produselor** dupa procedeul de elaborare si dupa metoda de deformare plastica (laminate la cald, la rece etc.).

b) Criterii cantitative:

- **nivelul** de productie;
- ponderea sortimentului in productia grupei sau in realizarea la nivel mondial.

c) Criterii de eficienta:

- **pretul** de desfacere al produselor;
- aspecte conjuncturale.

d) Perioada de analiza: depiasarea structurii între anii de referinta, explicarea modificarilor în timp etc.

Analiza structurii productiei pe baza unor criterii de comparare este pentru prima data utilizata într-o astfel de cercetare si a dus la evidentierea posibilitatilor de realizare a unor produse de o calitate mai buna, în conditiile actuale de dotare.

Unele produse nu îndeplinesc în totalitate prevederile normelor europene si internationale (**EN** si **ISO**) : table din otel carbon cu limite de curgere si alungire mai mici sau din otel aliat (slab aliat) cu proprietati de sudabilitate mai scazute; table electrotehnice din oteluri cu graunti orientati (trafo) cu pierderi magnetice mai mari etc.

Este necesara urgentarea actiunii de asigurare a **EN** si **ISO** si extinderea fabricatiei dupa aceste standarde.

Tabelul 1

Ponderea capacitatilor de productie la 1 ian. 1993 si gradul de utilizare în anul 1992
The share of the production capacities in solid finished rolled products on January 1, 1993, and their operation rate in 1992

Denumirea produsului (procedeu)	Ponderea capacit. de productie (a)	Gradul de utilizare în 1992
Otel total, din care:	100,0	37,0
- convertizor cu O_2	57,9	34,0
- Martin	23,5	26,2
- electric	18,6	48,6
- turnare continua.	33,0	50,1
- metalurgie în oala	13,1	(cca 20)
Laminate finite pline din care:	100,0	25,4
- produse lungi	51,5 (b)	22,2
- produse plate	48,5	29,7
Tevi total din care:	100,0	21,1
- laminate	48,5	29,7
- sudate	51,5	17,4
Produse cu prelucrare avansata:	20,6 (c)	7,15
- profile formate la rece	1,7	17,8
- table si benzi laminate la rece	10,1	29,1
- tabla electrotehnica	1,06	10,0
- tabla inox laminata la rece	0,24	7,3
- tabla zincata	0,8	32,3
tevi trase la rece	1,1	38,3
- otel calibrat (bare trase)	1,9	25,2
- sârma trasa la rece	4,5	29,0
cablu de otel (tractiune)	11,3 (d)	24,8
- cord metalic	1,5	35,0
- electrozi sudura	13,1	31,1
- plase sudate	11,7	23,9
- cuie	7,8	45,1
- lanturi	2,3	17,5

Se recomanda introducerea sistemului de lucru în asigurarea calitatii în toate societatile comerciale care realizeaza produse siderurgice.

Capacitati de productie

Siderurgia româneasca, pe ansamblu, dispune de o dotare complexa, care permite realizarea multor produse necesare economiei nationale si pentru livrare la export.

In tabelul 1 sunt înscrise ponderile capacitatilor de productie existente la începutul acestui an si gradul mediu de utilizare în anul 1992, în care:

(a) este ponderea calculata prin raportare la laminate finite pline;

(b) - exclusiv tagle tevi (cu acestea ponderea este de 57,2%);

(c) - nu include tabla zincata care se realizeaza din tabla si banda LR;

(d) - de la acest produs în continuare , ponderea este calculata prin raportare la capacitatea de sârma trasa la rece.

Referitor la capacitatile de productie existente la 1 ianuarie 1993, pe lânga datele cuprinse în tabelul 1 pot fi mentionate urmatoarele informatii suplimentare:

1. Pe laminoarele actuale se pot asigura si cca 12 mil.tone blumuri, tagle de relaminare si sleburi fabricate prin deformare plastica la cald, la care se adauga 4,8 mil. tone semifabricate turnate continuu.

Intre capacitatea de semifabricate laminate si turnate continuu si cea de laminate finite este un raport de 1,11 (în anul 1992 consumul specific de semifabricate a fost de 1,107 kg/t).

2. Intre laminatele finite pline, produsele lungi au o pondere de 51,5% (exclusiv taglele - tevi) iar cele plate de 48,5%.

La nivel mondial ponderea laminatelor lungi este cuprinsa între 11 si 73%, iar la produsele plate între 23 si 86%. Aceasta diversitate mare a structurii laminatelor finite este determinata de necesarul ramurilor consumatoare si cererile pietei internationale, de experienta

si specializarea unor firme, precum si de flexibilitatea adaptarii rapide a productiei la solicitarile beneficiarilor.

3. La produse tubulare, capacitatea de productie pentru realizarea de tevi laminate si sudate la cald reprezinta 14% din cea instalata la laminate finite pline, la care se mai adauga 1,1% pentru tevi trase la rece.

La nivel mondial din productia de laminate, o ponderе de 8-18% se prelucreaza in tevi, iar în tarile industrializate 14-18%.

România cu 15,1% (14 + 1,1) se afla, din punct de vedere al capacitatii de productie la tevi, la nivelul tarilor cu o siderurgie dezvoltata.

Pe structura, în tara noastra, din totalul de tevi cele laminate la cald reprezinta 48,5% iar cele sudate 51,5%, comparativ cu ponderea la nivel mondial care oscileaza (ca si la laminate finite pline) într-un ecart larg: 25-67% la tevi laminate si 33-75% la cele sudate.

4. Siderurgia romaneasca a fost dotata si cu unele laminoare sau instalatii pentru realizarea de produse cu grad avansat de prelucrare, care reprezinta 20,6% din capacitatea de laminate finite pline.

Comparativ cu ponderea unor sortimente cu prelucrare avansata realizata in alte tari, in siderurgia noastra, la unele produse, situatia se prezinta astfel:

- la table si benzi laminate la rece se pot realiza 16,1% din productia de laminate finite pline iar in tarile CEE cca 28%. In Japonia ponderea depaseste 30%. Media mondiala este de cca 20%;
- in otel calibrat, in tara noastra se prelucreaza aproape 10% din productia de profile mijlocii si usoare, comparativ cu 9-20% in statele industrializate;
- la sârma trasa la rece capacitatea instalata reprezinta 49% din cea existenta la sârma laminata. In alte tari ponderea este cuprinsa între 50 si 80%;
- în cabluri din otel siderurgia noastra poate prelucra 11,3% din sârma trefilata, iar în alte tari 6-19%.

5. In concluzie, in sectorul de prelucrare a otelului, sunt necesare unele corelari si completarea dotarilor, în vederea cresterii ponderii sortimentelor cu valoare mai ridicata, asa cum se procedeaza în multe state dezvoltate.

Analiza structurii productiei realizate

Din cercetarile efectuate a rezultat ca în tarile industrializate, prin actiunea de restructurare începuta in urma cu cca 15 ani, s-a urmarit si modernizarea instalatiilor pentru laminare-trefilare pentru diversificarea structurii, a îmbunatatirii calitatii, cresterea productivitatii si a eficientei economice.

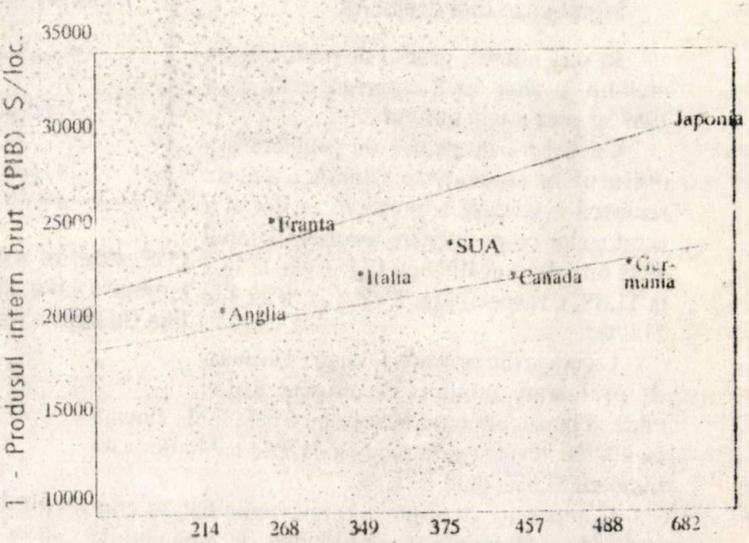
Astfel de deziderate au intrat si în sfera de preocupari a metalurgistilor nostri, dar s-au materializat într-o proportie redusa, deoarece statul nu a sprijinit cu fonduri modernizarea acestei industrii de baza.

In perioada când în statele cu o economie de piata siderurgia se restructura, în România Guvernul a redus fondurile alocate acestei ramuri în 1985 cu 38%, în comparatie cu 1980, iar în 1990 cu alte 49% (fata de 1985). Astfel ca, în 1990, metalurgia româneasca a beneficiat de la bugetul statului de numai 3,8 mld. lei fata de 12,5 mld. lei în 1980 (reducerea de 3,3 ori) pentru dezvoltare retehnologizare.

Prin urmare este de ce aceasta industrie importanta a tarii are un decalaj tehnologic de 10-15 ani fata de nivelul existent în metalurgia unor state moderne.

Optiunea adoptata de specialisti de a moderniza metalurgia in România a avut o importanta deosebita pentru progresul tuturor sectoarelor. Deoarece aceasta industrie are mare influenta asupra indicatorilor macroeconomici, asa cum rezulta din diagrama alaturata, în care este prezentata corelatia dintre produsul intern brut (**PIB**) în $/locuitor si consumul aparent de otel (**CAO**) in kg/locuitor, cal-

Corelatia dintre produsul intern brut si consumul aparent de otel în tarile dezvoltate în anul 1992
GNP against aparent steel consumption in industrialized countries in 1992



culat cu relatia : CAO = Productie + Import - Export.

Realizarile sunt din anul 1992 si apartin celor 7 state puternic industrializate. Interdependenta **PIB** -

CAO este fezabila si pentru tarile în curs de dezvoltare.

Gradul de prelucrare a otelului

La nivel mondial, între 90 si 95% din productia de otel se transforma în laminate, diferenta fiind utilizata pentru productia de piese forjate si turnate.

Laminatele finite pline realizate la nivel mondial au urmatoarele destinatii principale:

- cca 20% se prelucreaza în table si benzi laminate la rece, din care se fabrica si produse acoperite (cositorite, plumbuite, zincate, lacuite, protejate cu material plastic etc.);
- cca 13% (8-15) se transforma în produse tubulare la cald si la rece (laminate, sudate,trase);
- cca 10% se valorifica superior în produse cu grad avansat de prelucrare (otel calibrat, electrozi de sudura, cablu de tractiune, sârme trase, cord metalic s.a.);
- cca 57% din cantitatea de laminate finite pline este utilizata ca atare, pentru realizarea de masini, utilaje, constructii si alte produse care înglobeaza otel prelucrat.

In tara noastra gradul de prelucrare a otelului în anul 1992 comparativ cu anul 1989 se prezinta în tabelul 2.

Cu privire la gradul de prelucrare a otelului în siderurgia româneasca, se remarca o scadere a ponderii tevilor si a produselor cu prelucrare avansata în anul 1992 fata de anul 1989 cu 12,8% (de la 13,3 la 11,6%), respectiv cu 2,2% (de la 22,3 la 21,8%).

La unele din produsele cu grad avansat de prelucrare ponderea a crescut astfel: table si benzi laminate la rece cu 6,5%; tabla zincata cu 42,9%; tevi trase la rece cu 41,7%; cablu de tractiune cu 31,6%; cuie cu 83%.

Comparativ cu situatia la nivel mondial, se constata ca în România din productia de laminate se prelucreaza în tevi, table si benzi laminate la rece si alte produse cu valoare mai ridicata numai 33,4% fata de cca 43%.

Tabe

Gradul de prelucrare a otelului în România în anii 1989 si 1
Steel processing degree in Romania in 1989 and 1992

Denumirea produsului	Ponderea , % realizata în anul	
	1989	1992
Tevi (total)	13,3	11,6
Produse cu prelucrare avansata, din care:	22,3	21,8
* Profile formate la rece	2,1	1,2
* Table si ber .' LR	10,8	11,5
* Tabla electrotehnica	0,7	0,4
* Tabla i .' LR	0,2	0,1
* Tabla zincata	0,7	1,0
* Tevi trase la rece	1,2	1,7
* Bare trase	2,0	1,8
* Sârma trasa la rece	5,3	5,1
* Cablu de tractiune	7,2	9,6
* Cord metalic	1,9	1,8
* Electrozi de sudura	16,0	14,1
* Plase sudate	12,1	9,6
* Cuie	6,4	12,1
* Lanturi	1,4	1,4

(*)Ponderea este calculata prin raportare la productia de laminate finite pline, iar de la cablul de tractiune în continuare, fata de sârma trasa la rece

Laminate finite pline

In România laminatele finite constituie produsele de baza ale siderurgiei si evolutia ponderii productiei pe sortimente în perioada 1989-1992 este înscrisa în tabelul 3.

Din cercetarile efectuate pe fiecare produs cuprins în grupa de laminate finite pline, sunt de semnalat multe aspecte, din care în aceasta lucrare sintetica se redau unele exemple:

1. Diminuarea ponderii tagelor- tevi nu a fost o masura binevenita pentru siderurgie, deoarece

dus la o reducere a participatiei tevilor la exportul total de produse siderurgice.

In anul 1992 s-au exportat cu 34,1% mai multe profile grele decât în 1991 cu toate ca s-a obtinut un pret mai redus cu 48 $/t (- 14,5%). La tevi în anul 1992 s-a realizat un pret mediu la export mai mare decât în anul 1991 cu 78 $/t (+16%).

2.Cresterea ponderii otelului beton în defavoarea sârmei laminate a avut de asemenea efecte economice negative.

Majorarea exportului de otel beton în anul 1992 cu cca 70% fata de anul 1991, când pretul a fost în scadere cu 30 $/t (-13,5%), a diminuat încasarile valutare ale siderurgiei.

La sârma laminata exportul s-a diminuat cu 49%, în timp ce pretul a crescut cu 22 $/t (+8,1%).

Produsele realizate din sârma trefilata si exportate în 1992 au avut preturi în crestere si în general peste 500 $/t, comparativ cu 233 $/t la otel beton si 290 $/t la sârma laminata.

3. Oscilatia ponderii unor sortimente în cadrul grupei respective este determinata în mare masura de fluctuatia consumului, structura produselor care înglobeaza mult metal, nivelul de dezvoltare a economiei în ansamblu, conjunctura internationala, ca si de gradul de adaptare la solicitarile beneficiarilor, adica de flexibilitatea siderurgiei, firmei etc.

Analizând modul în care se desfasoara productia în alte tari, s-a constatat ca siderurgiile din Japonia, Germania, Suedia, Turcia, Ungaria s.a se adapteaza operativ la cererile pietei mondiale, deci au o flexibilitate mare.

4. Cercetând inertia existenta în multe uzine ale metalurgiei noastre, s-a constatat o informare insuficienta asupra evolutiei preturilor si a conjuncturii internationale. Ca urmare, se contracteaza la export produse cu pret în scadere, desi pe acelasi laminor se pot realiza sortimente mai avantajoase economic pentru uzina respectiva sau pentru siderurgie în ansamblu.

In acest context se sugereaza o mai activa orientare si coordonare a societatilor comerciale de catre holdinguri, precum si o colaborare mai extinsa a uzinelor cu ICEM, care dispune de o banca de date complexa si de specialisti care pot acorda consulting.

Tabelul 3

Evolutia ponderii productiei de laminate finite pline pe sortimente în perioada 1989 - 1992
The shares of finite solid rolled products in 1989, 1992 and 1993

Denumirea produsului	Ponderea, % în productia de laminate finite pline		Reducere în 1992 fata de 1989 (*)
	1989	1992	
Total laminate finite pline din care:	100	100	2,7
Produse lungi din acestea:	51,2	49,8	2,8
* Profile grele	6,6	5,3	3,3
*Sina c.f. normala	0,24	0,23	2,8
* Tagle tevi	7,2	6,5	3,0
* Profile mijlocii si usoare	15,3	14,9	2,8
* Otel beton	14,4	16,6	2,3
* Sârma laminata	6,9	6,1	3,1
*Sina îngusta	0,2	0,02	26,3
* Bare laminate din oteluri de scule(carbon, aliat, rapid)	0,15	0,07	6,8
* Alte produse	0,21	0,08	7
Produse plate din care:	48,8	50,2	2,6
* Tabla mijl. si groasa	41,9	41,8	2,7
* Tabla subtire	6,9	8,4	2,2

(*) - De câte ori s-a redus productia la sortimentul respectiv în anul 1992 comparativ cu 1989

Productia de laminate finite pline din otel aliat

In perioada 1985 - 1989 ponderea sortimentelor din oteluri aliate a fost cuprinsa între 7,1 si 9,3% din totalul de laminate finite pline, anii cu realizarile cele mai bune fiind 1986 si 1987 (9,3%) iar anul 1989 cu valoarea cea mai mica (7,1%).

Tabelul 4

Evolutia ponderii productiei de tevi a României pe sortimente în perioada 1989 - 1992
The shares of various tubes made in Romania in 1989,1992 and 1993

Denumirea produsului	Ponderea, % în productia anului		Reducere în 1992 fata de 1989 (*)
	1989	1992	
Total tevi din care:	100	100	3,0
*** Laminate**	59,3	57,5	3,1
din care:	100	100	
- tevi constructii	58,7 (**)	50,0	3,7
- conducte ϕ < 14 3/4"	14,2	23,2	1,9
-conducte ϕ > 400 mm	0,3	0,2	3,5
- burlane tubaj	24,0	17,6	4,3
- prajini foraj	0,3	0,8	1,3
- tevi extractie	2,5	6,2	+ 1,9 %
*** Sudate**	40,7	42,5	2,9
din care:	100	100	
- tevi constructii	25,8	27,9	2,7
- tevi instalatii din care:	30,7	32,6	2,7
- zincate	4,9	9,4	1,6
- conducte ϕ < 14 3/4"	15,7	7,4	6,2
- conducte ϕ > 400 mm	27,8	32,1	2,5
Tevi trase la rece (***)	9,1	14,7	1,9
	1,2	1,7	

(*) -De câte ori s-a diminuat productia în 1992 fata de 1989

(**) -Ponderea în grupa respectiva

(***)-Ponderea : fata de productia totala de tevi / fata de productia de laminate finite pline

S-a constatat ca în perioada 1990-1992 nu s-au mai raportat realizarile la aceasta grupa de laminate finite, situatie asupra carcia trebuie sa se revina.

În acest sens tarile industrializate au manifestat o preocupare deosebita fata de diversificarea si ridicarea nivelului calitativ al fabricatiei, de cresterea ponderii otelului aliat si s-a actionat în mai mica masura pentru sporirea productiei totale de otel, în special dupa restructurare (deceniul '90).

Extinderea utilizarii otelurilor aliate în alte state a permis reducerea greutatii produselor, deci si a consumului de metal, îmbunatatirea performantelor functionale, cresterea duratei de serviciu si diminuarea cheltuielilor cu exploatarea si întretinerea masinilor etc.

În unele tari ale Comunitatii Economice Europene (CEE), cum sunt **Germania, Italia, Franta**, otelul aliat are o pondere de 16-23%.

În **Romania** productia de otel aliat total a avut nivelul maxim de **12,8%** în anul 1986, a coborât la **10%** în 1989, a crescut la **12,2%** în 1990, pentru ca în anul 1992 sa reprezinte numai **5,5%**.

Ponderea scazuta a otelului aliat este una din cauzele pentru care în tara noastra consumul de produse siderurgice finite ("**Steel intensity**") pe 1$ PIB (produs intern brut) a fost de **0,113 kg**, comparativ cu **0,047 kg/$** în Austria; **0,0265** în Franta; **0,0257** în Canada; **0,0187** în SUA etc. (realizari din anul 1990), deci în România se utilizeaza de 2-7 ori mai mult metal pe 1 $ PIB.

PRODUSE TUBULARE

Tevile din otel sunt produse finite importante si care se realizeaza cu dificultate de industria metalurgica, ceea ce se reflecta si în pretul acestora, care este cu mult mai mare decât cel al laminatelor finite pline (cu peste 60%).

În tarile **industrializate** se prelucreaza în tevi **14 - 18%** din productia de laminate finite, sau **9 - 14%** din productia totala de otel.

În **România**, în anul 1992, raportul tevi/laminate a fost de **11,9%**, iar cel de tevi/otel = **8,9%**.

Evolutia productiei de tevi în tara noastra este prezentata în tabelul 4 (pentru perioada 1989 - 1992).

In România productia maxima de tevi s-a realizat în anul 1988 si a fost de 1569 mii tone (în 1986 = 1566 mii tone), ceea ce a reprezentat 15,2% din productia de laminate finite pline, la care se adauga recordul de tevi trase la rece de 129,6 mii tone, adica 1,25% (deci în anul 1988 siderurgia din tara noastra a prelucrat în tevi 16,4% din productia de laminate finite pline).

In anul 1992 ponderea tevilor laminate s-a redus cu 3% fata de anul 1989, iar la cele sudate s-a majorat cu 4,4%.

In multe tari, în ultimii ani, s-au majorat productia si consumul de tevi sudate, deoarece se realizeaza dupa tehnologii mai simple, au un pret mai redus, iar calitativ nu sunt inferioare celor laminate. Ponderea

tevilor sudate în consumul mondial este de cca 60% si au inceput sa fie utilizate în sectoare ca: energie, petrol, constructii de masini etc.

In productia mondiala de tevi, în anul 1989 România a avut o participatie de 2,1%, care în anul 1991 a coborât la 1,3%.

Productia de tevi din otel aliat

Tabelul 5

Ponderea productiei de tevi din otel aliat
The shares of alloy steel tubes in 1989 and 1992

Denumirea produsului	Ponderea, % în productia anului		Reducerea în 1992 fata de 1989 (*)
	1989	1992	
Total tevi din care:	100	100	3,0
- otel aliat	2,8	2,3	3,8
- otel inox	0,3	0,1	8,8

(*) - De cîte ori s-a redus productia

Ca si la laminatele finite pline, ponderea tevilor din otel aliat este destul de mica, situatia în anul 1992, comparativ cu anul 1989, prezentându-se conform tabelului 5.

O pondere mai mare a tevilor din otel aliat este avantajoasa economic si pentru producatori si pentru consumatori, iar livrarea la export a unor astfel de sortimente ar duce la o crestere a gradului de valorificare a materiilor prime importate.

Material tubular pentru foraj si extractie

In acesta subgrupa sunt incluse burlane de tubaj, prajini de foraj si tevi pentru extractie.

La astfel de sortimente se impune ca nivelele de productie sa fie redresate, deoarece nu se pun probleme de desfacere ca la alte produse.

Daca în ultimii 3 ani productia de titei s-a micsorat cu cca 30%, la burlanele de tubaj reducerea a fost de 4,3 ori si la prajinile de foraj de 1,3 ori. La tevi pentru extractie s-a înregistrat o dinamica ascendenta, productia crescând în 1992 cu 1,9% (fata de 1989).

La materialul tubular trebuie acordata o atentie deosebita calitatii si realizarii sortimentelor respective dupa normele internationale (API).

Neasigurarea materialului tubular are repercusiuni directe asupra activitatii de foraj-extractie iar problemele de care depinde mai buna utilizare a capacitatilor respective vor trebui solutionate printre primele în cadrul actiunii de restructurare.

Tevi laminate si sudate trase la rece

Astfel de produse se realizeaza din toate categoriile de otel (carbon, aliat, inox-refractar) si se valorifica la preturi foarte mari.

Recordul la productie s-a realizat în anul 1988 si a fost de 129,2 mii tone. In anul 1989 nivelul productiei s-a diminuat la 124,4 mii tone, iar în anul 1992 la 65,8 mii tone.

Din totalul de tevi trase la rece, în anul 1989 au fost realizate 1,8 mii tone (1.45%) din otel inox iar în 1992 0,3 mii tone (0,46%).

Este de remarcat preocuparea de a creste ponderea tevilor TR, care în anul 1992 a fost de 14,7% din totalul de tevi, fata de 9,1% în 1989 (sau 1,7% din totalul de laminate finite pline, comparativ cu 1,2%).

Livrarea la export a unor astfel de produse tubulare, desi cantitatea a fost nesemnificativa, exprima preocuparea si capacitatea tehnica a unor uzine de a produce tevi trase la rece dupa prevederile unor norme mondiale.

Comertul mondial cu produse tubulare

Exportul si importul de tevi în alte tari constituie activitati importante în procesul de asigurare cu produse finite din otel.

Schimbul de produse siderurgice este necesar, deoarece unele firme s-au specializat în fabricarea unor sortimente de performanta, pe care le realizeaza cu productivitate si profit ridicat si de o calitate deosebita.

In domeniul produselor tubulare, România se poate orienta asupra unor sortimente pentru care are dotare si cu unele completari va trebui sa reziste concurentei unor firme din alte tari.

La nivel mondial, din cantitatea de produse siderurgice finite care se comercializeaza, tevile reprezinta cca 13%, aproximativ aceeasi participatie ca si la productie.

Din exportul total de tevi pe piata internationala, tarile CEE, în special Germania, Italia, Olanda, Franta, realizeaza cca 45% iar Japonia 41%, deci concurenta este foarte puternica.

In ceea ce priveste importul mondial, în anul 1991, cca 53% din totalul de tevi au fost achizitionate de tarile industrializate si 26% de statele în curs de dezvoltare.

In anul 1992 siderurgia româneasca a reusit sa exporte 11274 tone burlane de tubaj cu 656 $/t; 1166 tone prajini de foraj cu 900 $/t; 3156 tone tevi trase la rece cu 874 $/t; 4297! tone conducte laminate cu ϕ < 14 3/4" cu 609 $/t; 2108 tone tevi zincate cu 580 $/t s.a.

Spre astfel de produse trebuie concentrate actiunile si managementul industriei noastre siderurgice, pentru realizarea unor profituri mai mari la export.

Partea a II-a a lucrarii (continuarea) se va publica într-unul din numerele viitoare ale revistei noastre

IMPORTANTA UTILIZARII LA FURNALE A INCARCATURII DE FEROASE CU CONTINUT RIDICAT DE Al_2O_3

Ing. N. Iancu, ing. P. Nedelcu, dr. ing. Fl. Strugari **Combinatul Siderurgic "SIDEX" S. A. Galati**

C.Z.: 669.162.262

Utilizarea unei încarcaturi de înalta calitate, cu un control riguros al procesului de elaborare a fontei si zgurii, sunt cerinte esentiale pentru functionarea stabila si eficienta a furnalelor.

In functionarea furnalelor se pot întâlni situatii foarte diverse, în functie de reductibilitatea aglomeratului si de fuzibilitatea sterilului încarcaturii. Acesti factori depind atât de caracteristicile minereurilor de fier utilizate la fabricatia aglomeratului, cât si de cele ale celorlalte materiale care alcatuiesc încarcatura furnalului.

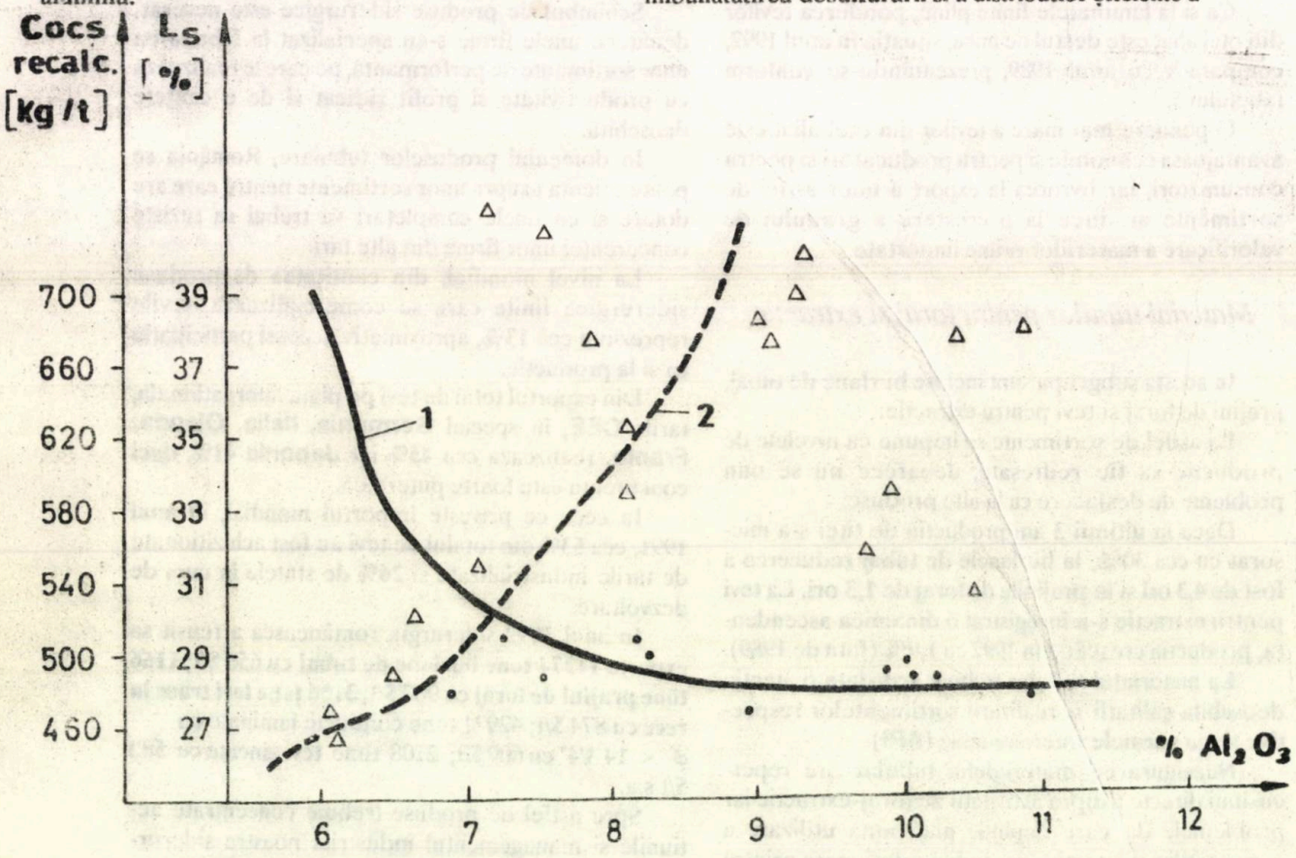
Practica exploatarii furnalelor de la **C.S."SIDEX" S. A. Galati**, precum si rezultatele obtinute la cele mai moderne furnale din lume demonstreaza ca, pe lânga necesitatea asigurarii unui continut cât mai ridicat de fier în minereuri, nu trebuie neglijata compozitia chimica a sterilului, care trebuie sa aiba un continut cât mai scazut de silice si cât mai ridicat de alumina.

Zgura de furnal formata prin topirea sterilului minereurilor si a cenusii cocsului are un rol tehnologic de prima importanta, trebuind sa favorizeze desfasurarea cât mai completa a reducerii oxizilor de fier si a desulfurarii fontei.

Pentru a corespunde acestor cerinte, zgura trebuie sa aiba anumite proprietati fizico-chimice: temperatura si caldura de topire, viscozitate, bazicitate etc., proprietati care sunt determinate în primul rând de compozitia sa chimica.

Cresterea continutului de SiO_2 din zgura peste o anumita limita (37%) mareste viscozitatea zgurii si reduce capacitatea de desulfurare a acesteia. In furnal silica formeaza retele sau lanturi care impiedica curgerea CaO si MgO.

In schimb, alumina din zgura favorizeaza spargerea acestor retele, contribuind astfel la îmbunatatirea fluiditatii zgurii si, ca urmare, la îmbunatatirea desulfurarii si a distributiei eficiente a



1 - influenta cresterii procentului de Al_2O_3 din zgura asupra consumului specific de cocs
2 - influenta cresterii procentului de Al_2O_3 din zgura si asupra L_s

Fig. 1
Influenta cresterii procentului de Al_2O_3 în zgura asupra consumului specific de cocs, asupra L_s
The influence of Al_2O_3 percentage increase in slag on specific coke consumption, on L_s

Tabelul 1

Indicatori tehnici realizati la functionarea furnalelor de 1700 m^3 de la C.S. " SIDEX " S.A. Galati la zguri cu un continut scazut de Al_2O_3

1700 m^3 BF parameters achieved at " SIDEX " S.A. Galatzi for low Al_2O_3 content slags

Numarul furnalului	Perioada		Prod. zi.ef.	Scoa-tere, %	CH_4, Nm^3/t	Temp. aer, °C	Consum specific		Cocs recalc., kg/t	Compoz. ch. a fontei,%		Compoz. ch. a zgurii, %				b	Ls
	luna	an					cocs, kg/t	comb. total, kg/t		Si	S	SiO_2	Al_2O_3	MgO	%		
F.1	apr.	'81	2496	52,5	89	1089	515	584	481,6	0,78	0,019	37,17	6,95	4,08	1,40	1,40	41,70
F.2	mai.	'81	2509	53,2	86	1083	509	577	482,3	0,83	0,024	36,04	7,02	4,21	1,29	1,42	42,67
F.1	iun.-iul.	81	2346	53,3	88	1048	498	568	486,0	0,89	0,029	37,43	7,50	4,05	1,22	1,39	41,27
F.1	oct.	'81	2229	51,4	80	1025	507	571	510,6	1,04	0,030	38,48	8,11	5,16	1,21	1,36	35,20
F.3	sept.	'81	2867	52,7	72	1093	499	572	498,7	0,95	0,031	38,52	8,16	5,32	1,19	1,34	33,80
F.3	nov.-dec.	'82	2065	47,0	77	1137	511	573	527,5	0,96	0,033	40,10	7,07	4,44	1,19	1,32	31,67
F.3	aug.	'85	2252	51,2	72	1091	508	565	525,6	1,07	0,032	38,10	7,79	3,69	1,24	1,38	37,70
F.1	ian.-mart.	'89	2666	52,3	66	910	513	565	533,6	0,73	0,035	38,13	7,26	3,20	1,30	1,40	41,16
F.2	oct.-dec.	'92	1647	46,5	-	985	618	618	681,0	1,79	0,018	39,43	6,67	3,30	1,19	1,30	30,60
F.3	oct.-dec.	'92	1755	46,8	-	995	596	596	659,0	1,22	0,025	39,83	6,73	3,52	1,16	1,28	28,15
F.2	febr.-mart.	'93	1921	48,6	-	986	601	601	673,0	1,36	0,020	40,25	6,18	3,42	1,14	1,24	26,85
F.3	febr.-mart.	'93	1950	48,7	-	988	595	593	657,0	1,34	0,023	40,52	5,90	3,41	1,14	1,24	27,14

Tabelul 2

Indicatori tehnici realizați la functionarea furnalelor de 1700 m^3 de la C.S. "SIDEX" S.A. Galati la zguri cu un conținut ridicat de Al_2O_3

1700 m^3 BF parameters achieved at "SIDEX" S.A. Galatzi for high Al_2O_3 content slags

Numar furnal	Perioada		Prod. zi.ef.	Scoa-tere, %	CH_4, Nm^3/t	Temp. aer, °C	Consum specific		Cocs recalc.	Compoz. ch. a fontei,%		Compoz. ch. a zgurii, %				b	Ls
	luna	an					cocs, kg/t	comb. total, kg/t		Si	S	SiO_2	Al_2O_3	MgO	Ib		
F.3	mart.	'82	2822	53,95	70	1138	477	533	486,6	0,66	0,031	37,54	9,92	4,11	1,24	1,37	31,40
F.3	apr.	'82	3053	44,22	72	11,50	480	537	484,7	0,62	0,025	37,98	9,88	3,88	1,24	1.36	32,85
F.3	mai	'82	3112	54,10	69	1148	471	526	486,5	0,66	0,025	37,74	9,96	4,21	1,24	1,37	33,37
F.1	iunie	'82	2768	54,44	73	1023	478	536	486,7	0,77	0,029	37,80	10,70	4,24	1,24	1,35	37,47
F.3	iulie	'82	3432	54,66	69	1149	457	512	485,4	0,59	0,027	37,84	10,54	4,72	1,22	1,37	32,63
F.1	apr.	'86	2363	54,21	84	1138	460	527	467,8	0.85	0,025	37,90	8,91	5,47	1,23	1,39	40,37
F.3	apr.	'86	2543	53,82	84	1153	445	512	469,8	0,77	0,014	37,94	8,90	5,37	1,24	1,41	42,41
F.3	mai	'86	2875	53,83	79	1139	463	525	475,3	0,71	0,022	37,76	9,14	5,48	1,22	1,39	37,33
F.3	iunie	'86	2763	53,35	75	1056	462	522	462,3	0,76	0,020	38,02	9,00	4,90	1,25	1,39	37,52
F.1	mart.	'87	2910	54,53	78	1081	485	547	484,5	0,95	0,028	36,32	10,81	4,34	1,27	1,41	37,07
F.1	apr.	'87	3151	56,62	67	986	487	540	480,7	0,83	0,027	36,98	9,35	4,74	1,27	1,41	39,14
F.1	mai	'87	2994	54,03	75	1059	481	541	486,7	0,76	0,032	37,41	9,22	4,38	1,26	1,40	38,23

circulatiei fluxului ascendent de gaze prin coloana de materiale.

Imbunatatirea fluiditatii zgurii prin cresterea continutului de Al_2O_3 permite functionarea furnalului în siguranta, chiar la temperaturi mai joase ale creuzetului, cu scaderea continutului de siliciu în fonta si respectiv a consumului specific de cocs.

Comparând parametrii de functionare ai furnalelor de 1700 m^3 de la C. S. Galati din ultimii 10-12 ani (tab.1 si 2), se constata ca, atunci când zgura a avut un continut de Al_2O_3 de peste 8,5-9,0%, consumul specific de cocs recalculat a avut cele mai scazute valori iar raportul de repartitie al sulfului (Ls) a crescut, influentând favorabil si desulfurarea fontei (fig.1).

Cresterea continutului de Al_2O_3 în zgura are influenta pozitiva asupra reducerii consumului specific de cocs si asupra scaderii continutului de sulf în fonta, elemente hotarâtoare asupra cresterii eficientei economice a furnalului.

Aceste conditii le pot indeplini numai minereurile de fier provenite din Mozambic, Australia, urmate de minereurile India si Venezuela (tab.3).

Tabelul 3

Denumirea-provenienta	Compozitia chimica, %		
	Fe	SiO_2	Al_2O_3
Minereu Mozambic	65,8	2,91	2,55
Minereu Australia	62,6	5,27	2,34
Minereu India	63,2	1,75	1,94
Minereu Venezuela	64,7	7,30	1,80

Cu aceste minereuri aglomeratul produs va avea o reductibilitate marita, cu o temperatura de înmuiere si topire ridicata, cuprinsa într-un domeniu îngust. In aceste conditii nivelul zonei de inmuiere-topire (zona coeziva) a furnalului va fi mai coborât si ca urmare zona solida va ocupa un volum mai mare, situatie favorabila utilizarii eficiente a gazului reducator pentru reducerea indirecta a oxizilor de fier. In acest mod, prin cresterea zonei efective de reducere indirecta în furnal se va obtine un consum scazut de cocs si o crestere a productivitatii.

Din cercetarile efectuate s-a constatat ca un continut ridicat de Al_2O_3 în zgura influenteaza favorabil si valoarea coeficientului de repartitie a sulfului între zgura si fonta (L_s), stabilindu-se urmatoarea relatie pentru L_s la o temperatura a zgurii de 1450°C:

$Ls = 98b^2 - 160b + 72 - 0,6Al_2O_3 - 0,012(Al_2O_3)^2 - 4,032b^4$, unde b reprezinta raportul $\frac{CaO + MgO + MnO}{SiO_2}$ din zgura.

Concluzii

Utilizarea la furnale a unei încarcaturi feroase cu scoatere de fonta ridicata alcatuita din minereuri cu continut ridicat de Al_2O_3 în steril, cuprins între 1,8 si 2,5%, care asigura în zgura un procent de alumina de 9-12%, prezinta urmatoarele avantaje:

- mareste reductibilitatea aglomeratului;
- mareste fluiditatea zgurii, favorizând îmbunatatirea circulatiei si repartitia curentului de gaz prin coloana de material.

Toate aceste facilitati aduse procesului de elaborare a fontei în furnal prin cresterea continutului de alumina în zgura se materializeaza în final prin:

- reducerea în mod evident a consumului specific de cocs;
- functionarea mai stabila si mai flexibila a furnalului;
- marirea capacitatii de desulfurare a zgurii;
- scaderea continutului de siliciu în fonta;
- reducerea sensibila a costurilor de productie;
- reducerea unei cantitati mai mari de alcali în zgura.

Având în vedere influenta pozitiva pe care o are cresterea continutului de alumina în zgura de furnal la peste 8,5-9,0% asupra eficientei functionarii furnalului, se impune ca la alegerea si contractarea minereului de fier din import sa se ia în considerare si continutul de Al_2O_3 din steril, astfel încât pe baza balantelor efectuate cu alte sortimente disponibile sa rezulte zgura cu un continut de cel putin 8,5-9,0% Al_2O_3.

BIBLIOGRAFIE

[1] Jok R. M. s.a. *Tehnologia obtinerii pe plan mondial a fontei cu continut scazut de siliciu si de sulf în furnale*. Buletin de informare documentara pentru metalurgie, România, nr.4, 1993, p. 57

DETERMINAREA PE CALE EXPERIMENTALA A PRINCIPALILOR PARAMETRI FUNCTIONALI AI ARZATOARELOR REGENERATIVE CONTINUE

Asist. univ. ing. A. Semenescu

Prof. dr. ing. I. Vârcolacu

Sef lucr. dr. ing. C. Balescu

Sef lucr. ing. V. Mirea

Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. A. Ioana - ICEM - S. A. Bucuresti

Ing. L. Vâlceanu - INTEC - Bucuresti

C.Z.U.: 004.86.004.8

Prezentare generala

Arzatoarele regenerative alternante, instalate în pereche, sunt realizate complet ceramizat, închise prin intermediul unei conducte de legatura, în mod compact, cu câte un regenerator umplut cu bile din alumina tabulara. Ele sunt programate pentru arderea, respectiv colectarea gazelor arse si invers, reversibilitatea fiind dictata de timp sau de temperatura [1].

Arzatoarele regenerative continue realizeaza functionarea alternanta numai a regeneratoarelor cu distribuitor de aer cald, permitând racordarea unuia sau mai multor arzatoare plasate pe pereti sau bolta, de la caz la caz, cu flacara scurta sau lunga, de mica sau mare viteza, de forma plata sau tronconica, în curenti încrucisati sau paraleli, folosind combustibili gazosi de orice putere calorica sau lichizi de orice viscozitate.

Prin constructie, aceste arzatoare presupun doi timpi de functionare:

- la timpul I, aerul de combustie, debitat de un ventilator, este dirijat de un inversor la rece într-un regenerator umplut cu bile din alumina tabulara, se preîncalzeste de la acest pachet ceramic, trece prin inversorul la cald, ajunge in distribuitorul de aer si de aici intra, cu ajutorul arzatoarelor, în reactie de ardere cu combustibilul. In acelasi timp, gazele arse parasesc spatiul de lucru al cuptorului printr-o priza de evacuare sunt dirijate spre inversorul la cald spre cel de al doilea regenerator, încalzesc pachetul ceramic, apoi, trecând prin inversorul la rece, ajung în conducta de evacuare din care sunt aspirate si esapate in atmosfera de un ventilator de exhaustare;
- la timpul II, regeneratorul, care facea oficiul de preîncalzitor de aer, devine acumulator si invers.

Inversarea se executa la comanda unui sistem automat propriu, în functie de timp sau de temperatura gazelor arse la iesirea din regenerator.

In timpul inversarii, prin sistemul de insuflare a aerului de compensare, se asigura aerul necesar continuitatii arderii combustibilului [2].

Plasarea prizelor de evacuare a gazelor arse, în locuri convenabile, permite o circulatie dirijata în spatiul de lucru al cuptorului. Astfel, pentru încalzirea lingourilor se poate realiza flacara întoarsa, în aceleasi conditii de functionare ca si la procedeul de ardere clasic, iar pentru încalzirea cu arzatoare plasate în bolta se poate realiza similar flacara tronconica, ca la arzatoarele obisnuite, lucruri care nu pot fi realizate cu arzatoare regenerative alternante.

Arzatoarele regenerative continue sunt destinate incalzirii incintelor cuptoarelor de forja sau tratament termic la temperaturi de la 600 la 1250^{0}C, folosind aer puternic preîncalzit prin metoda regenerarii. Astfel, se realizeaza recuperarea avansata a entalpiei gazelor arse, având ca efect o reducere importanta a consumului de combustibil.

Metodica experimentarilor

Experimentarile arzatorului regenerativ continuu tip **FCR** au vizat in principal:

- determinarea curbei caracteristice a debitului de aer comburant, $D_a = f(p_a)$, unde:

D_a este debitul de aer comburant prin arzator, Nm^3/h;

p_a - presiunea aerului comburant la intrarea cu corpul arzatorului, P_a;

- determinarea curbei caracteristice a debitului de combustibil a arzatorului, $D_g = f(p_g)$, unde:

D_g este debitul de combustibil prin arzator, Nm^3/h;

p_g - presiunea combustibilului la intrare în corpul arzatorului, P_a;

- analiza gazelor arse în incinta cuptorului.

Aparatele utilizate în cadrul experimentarilor au fost:

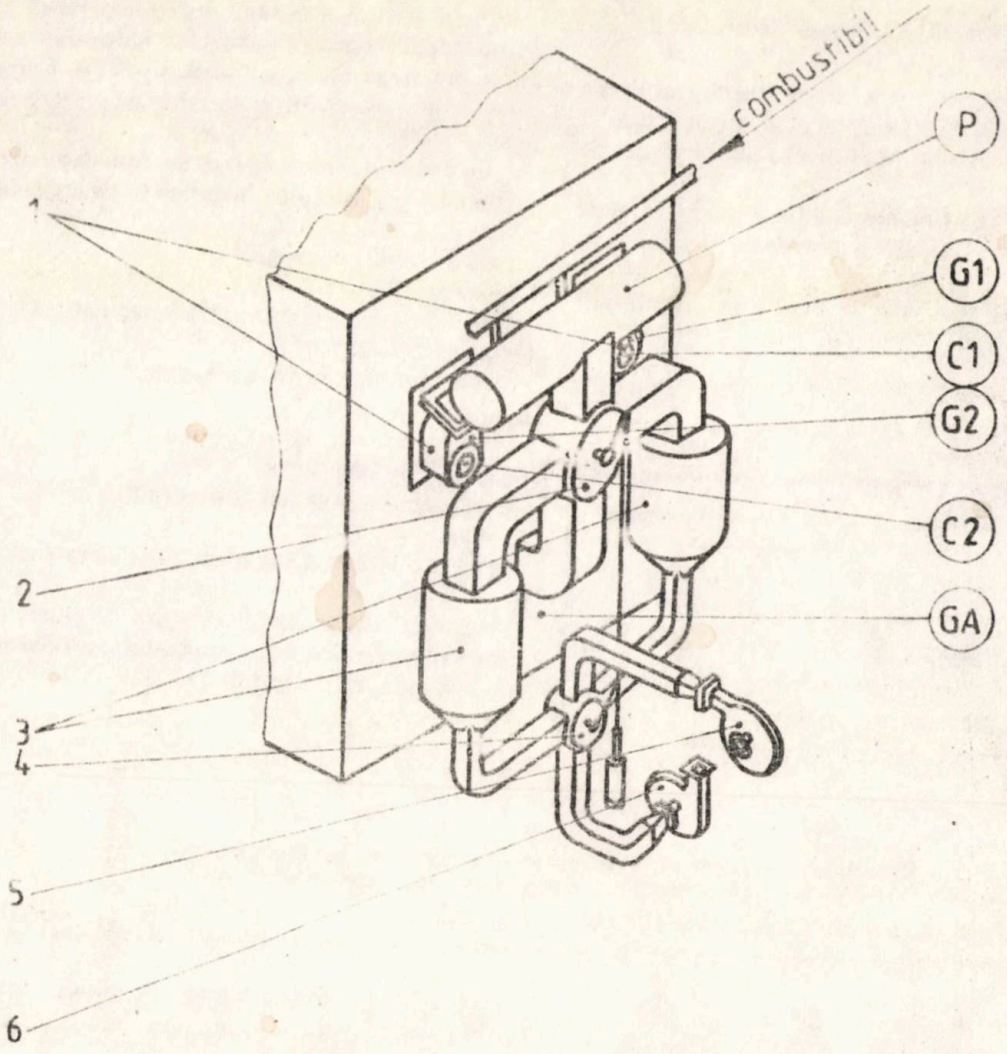


Fig. 1

Schema amplasării punctelor de măsură pe cuptor:
1- arzatoare (A_1 - dreapta, A_2 - stânga); 2 - inversor la cald; 3 - regeneratoare; 4 - inversor la rece; 5 - ventilator aer combustie; 6 - exhaustor gaze arse; C_1, C_2 - puncte de masurare caracteristici aer comburant; G_1, G_2 - puncte de masurare caracteristici combustibil; p - punct de masura temperatura aer preîncalzit; GA - punct pentru determinarea caracteristicilor gazelor arse

Location of measurement on oven
1 - burners (A_1 - right, A_2 - left); 2 - hot inverter; 3 - regenerators; 4 - cold invertér; 5 - combustion air fan; 6 - gas exhaust; C_1, C_2 - air parameters measurement locations; G_1, G_2 - fuel parameters measurement locations; p - preheated air measurement location; GA - exhaust gas parameters measurement point

- pentru masurarea presiunilor s-au utilizat manometre de tip "U" cu apa, cu domeniul de masura 0 -1000 P_a, prizele de masura fiind montate la intrarea aerului în regenerator, în cazul aerului comburant si în corpul arzatorului, înainte de intrarea în arzator în cazul combustibilului;
- pentru masurarea debitelor de aer si combustibil s-au utilizat diafragme de masura cu manometre de tip "U" cu apa, cu domeniul de masura 0 - 10000 P_a;
- pentru analiza gazelor arse s-a utilizat analizorul automat cu indicare continua de tip "INFRALIT" pentru CO_2,, CO si CH_4; gazele arse au fost captate prin intermediul sondelor ceramice.

Masuratorile termotehnice au fost realizate pe cuptoarele de încalzire din sectia Forja a întreprinderii "Vulcan" - Bucuresti.

In figura 1 sunt prezentate punctele de masura amenajate in vederea experimentarilor.

Rezultate experimentale

Determinarile s-au facut dupa stabilirea regimului termic al cuptorului si al regeneratorului (temperatura aerului preincalzit fiind în medie de 800^0 C).

In timpul experimentarilor s-a lucrat în regim de suprapresiune (1...3 P_a în apropierea vetrei cuptorului).

Parametrii mediului la data experimentarilor sunt dati în tabelul 1.

Tabelul 1

Parametrii mediului la data experimentarii
Test environment parameters

Marime	Valoare
Temperatura, ^{0}C	6...8
Umiditatea aerului, %	85
Presiunea atmosferica, m bar	973

In tabelele 2 si 3 sunt prezentate rezultatele masuratorilor termotehnice efectuate asupra arzatoarelor regenerative continue tip **FCR**. Curbele caracteristice ale acestor arzatoare sunt prezentate în figurile 2 si 3.

In urma experimentarilor au fost determinate principalele caracteristici functionale ale arzatorului testat:

- putere termica nominala:
N_{nom} = 630 kw;
- debit nominal de combustibil (gaze naturale):
$D_{g\ nom}$ = 63 Nm^3/h ;
- presiune nominala de combustibil:
$p_{g\ nom}$ = 160 P_a;
- debit nominal de aer comburant:
$D_{a\ nom}$ = 685 Nm^3/h ;
- presiune nominala aer comburant:
$p_{a\ nom}$ = 115 P_a;
- lungimea vizibila a flacarii la debitul nominal:
l_{fl} = 3 m.

Cu ajutorul analizelor de gaze de ardere efectuate a putut fi calculat si coeficientul excesului de aer de combustie, cu relatia [3]:

Tabelul 2

Rezultatele masuratorilor la arzatorul regenerativ continuu FCR 63
FCR - 63- type continuous regenerative burner measurements

Nr. crt.	D_g, Nm^3/h	p_g, P_a		Da, Nm^3/h	p_a, P_a		taer, ^{0}C	tcuptor, ^{0}C	tgazearse, ^{0}C	Pretea, P_a
		arz. A1	arz. A2		arz. A1	arz.A2				
1.	108,60	470	465	1187	270	275	790	1250	140	6000
2.	109,80	480	475	1187	270	275	860	1300	140	6000
3.	92,14	370	370	1118	202	202	730	1300	140	6800
4.	91,20	280	277	1009	189	192	860	1300	180	6300
5.	73,65	230	228	856	183	185	730	1300	180	6400
6.	72,40	220	215	822	131	135	840	1350	200	6300
7.	63,00	160	154	685	115	120	780	1350	220	6400
8.*)	59,47	140	140	644	81	81	750	1350	220	6400
9.*)	58,15	130	130	664	101	101	860	1350	220	6500
10.*)	46,07	100	10	547	66	66	720	1350	245	6500
11.*)	46,07	100	100	494	57	58	720	1350	245	6500

*) S-au efectuat masuratorile cu clapeta de gaze arse închisa manual

Tabelul 3

Rezultatele masuratorilor pentru analiza gazelor arse la arzatorul regenerativ continuu FCR 63
Exhaust gas analysis measurements on FCR 63 - type regenerative burner

Nr.crt.	D_g, Nm^3/h	D_a, Nm^3/h	α	Analize gaze arse, %			
				CO_2	CO	O_2	N_2
1.	108,60	1187	1,150	10,2	0,0	2,8	87,0
2.	109,80	1187	1,148	10,2	0,0	2,8	87,0
3.	92,14	1118	1,275	9,2	0,0	4,6	86,2
4.	91,20	1009	1,150	10,2	0,0	2,8	87,0
5.	73,65	856	1,364	8,6	0,0	5,6	85,8
6.	72,40	822	1,173	0,0	0,0	3,2	86,8
7.	63,00	685	1,173	10,0	0,0	3,2	86,8
8.	59,47	644	1,173	10,0	0,0	3,2	86,8
9.	58,15	664	1,173	10,0	0,0	3,2	86,8
10.	46,07	547	1,248	9,4	0,0	4,2	86,4
11.	46,07	494	1,127	10,4	0,0	2,4	87,2

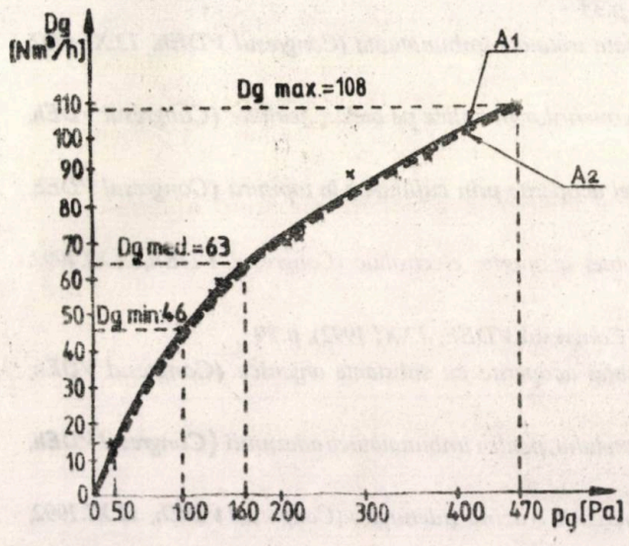


Fig. 2
Curba caracteristica a debitului de combustibil
Fuel flow rate variation

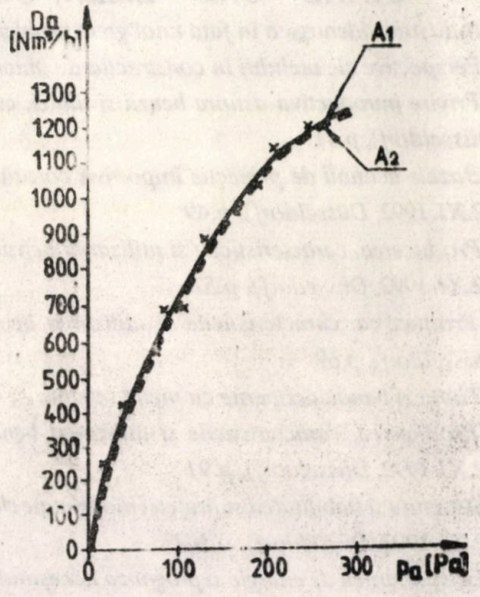


Fig. 3
Curba caracteristica a debitului de aer
Air flow rate variation

$$\alpha = \frac{1}{1 - \frac{79}{21} \cdot \frac{(O_2)_{us} - 0{,}5(CO)_{us} - 0{,}5(H_2)_{us} - \sum(m + \frac{n}{4})(C_mH_n)_{us}}{(N_2)_{us}}}$$

unde $(O_2)_{us}$, $(CO)_{us}$, $(H_2)_{us}$,$(N_2)_{us}$ reprezinta concentratiile procentuale de oxigen, oxid de carbon, hidrogen, hidrocarburi si azot din gazele de ardere. Au rezultat valori cuprinse între α = 1,150 si α = 1,364.

Concluzii

Arzatorul testat reprezinta o tipodimensiune din gama arzatoarelor regenerative continue.

Rezultatele masuratorilor efectuate si curbele caracteristice ale arzatoarelor, realizate pe baza datelor experimentale, scot în evidenta urmatoarele:

- o mai buna stabilitate a regimului de combustibil (curba caracteristica de gaz are o tendinta de usoara aplatizare) fata de regimul de aer comburant (curba caracteristica de aer are o tendinta crescatoare);
- arzatorul testat functioneaza stabil si corect din punct de vedere al arderii cu un exces de aer $\alpha \geq 1{,}15$ pe tot domeniul de functionare.

Eficienta acestor rezultate tip FCR consta în reducerea cu pâna la 30% a consumului de combustibil necesar procesului tehnologic realizat în cuptoarele dotate cu aceste arzatoare, precum si în eliminarea recuperatoarelor primare si a cazanelor producatoare de apa calda sau abur de pe traseul de evacuare a gazelor din procesul deservit.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. Semenescu, A. Nicolae, O. Gurgu, M. Munteanu, R. Pivniceru - *Cercetari privind cresterea eficientei energetice a sistemelor de ardere a cuptoarelor metalurgice prin utilizarea arzatoarelor regenerative.* **In:** Metalurgia, nr.3, 1993, p.15

[2] A. Semenescu, O. Gurgu, L.Vilceanu, R. Pivniceru - *Cercetari privind recuperarea resurselor energetice secundare utilizând arzatoare tip flacara continua regenerativa.* **In:** Metalurgia, nr.2, 1993, p.28

[3] M. Manescu, D. Stefanescu, Al. Chisacof, O. Acker - *Instalatii de ardere. Editura Tehnica, Bucuresti, 1985*

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, Nr. 5

- Industria siderurgica în fata unor grele probleme de acomodare, p.29

- Perspective ale otelului în constructia de automobile, p.33

- Privire introductiva asupra benzii si tablei, cu suprafata tratata / îmbunatatita (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.41

- Bazele actiunii de protectie împotriva coroziunii a acoperirilor metalice pe oteluri nealiate (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.49

- Producerea, caracteristicile si utilizarea benzii si tablei acoperite prin cufundare în topitura (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düssedorf), p.57

- Producerea, caracteristicile si utilizarea benzii si tablei acoperite electrolitic (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.69

- Tabla si banda acoperite cu metal în stare de vapori (Congresul VDEh, 12.XI.1992), p.79

- Producerea, caracteristicile si utilizarea benzii si tablei acoperite cu substante organice (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.91

- Structura si stabilitatea suprafetei modificate chimic a otelului, pentru îmbunatatirea adeziunii (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.101

- Gospodarirea de energie si prognoza necesarului de energie la o uzina siderurgica (Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.109

CALCULUL ACTIVITATII SI SOLUBILITATII CARBONULUI IN FONTE

Dr. ing. L. Apa

C.Z.: 669.784

Conform teoriei generale a lui **C. Wagner** [1] asupra aliajelor, relatia de baza pentru calculul coeficientului de activitate al unui component, în cazul de fata carbonul în fier, în functie de concentratia celorlalte componente, se exprima printr-o serie **Maclaurin**, astfel:

$$lgf_C = \sum_{i=1}^{k} e_C^{Y_i}[Y_i] + \sum_{i=1}^{k} e_C^{Y_iY_i}[Y_i]^2 + \sum_{\substack{i=1 \\ i<j}}^{k}\sum_{j=2}^{k} e_C^{Y_iY_j}[Y_i][Y_j] + \ldots \quad (1)$$

Semnificatia notatiilor este data în tabelul 1. De obicei, calculul se opreste la termenii de ordinul doi. Relatia este valabila si atunci când continutul de carbon ajunge la saturatie.

Tabelul 1

Semnificatia notatiilor
Symbol meanings

f_C	Coeficientul de activitate al carbonului
$[Y_i]$; $[Y_j]$	Concentratia elementului de adaos "i", respectiv "j", exprimata în procente de greutate
k	Numarul elementelor însotitoare, inclusiv carbon
[Co]	Solubillitatea carbonului în fierul pur în procente de greutate
[C]	Solubilitatea carbonului în aliaj în procente de greutate
$e_i^{Y_i}$	Parametrii de interactiune de ordinul întîi
$e_i^{Y_iY_i}$	Parametrii de interactiune de ordinul doi pentru elementul Yi
$e_i^{Y_iY_j}$	Parametrii de actiune de ordinul doi, combinati, Yi, Yj
t	Temperatura, ^0C

In cazul fontei, pentru cele cinci elemente însotitoare principale: C, Si, Mn, P, S, aplicarea expresiei (1) duce la relatia:

$$lgf_C = e_C^C[c] + e_C^{Si}[Si] + e_C^{Mn}[Mn] + e_C^P[P] + e_C^S[S] + e_C^{CC}[C]^2 + e_C^{SiSi}[Si]^2 + e_C^{MnMn}[Mn]^2 + e_C^{PP}[P]^2 + e_C^{SS}[S]^2 + e_C^{CSi}[C][Si] + e_C^{CMn}[C][Mn] + e_C^{CP}[C][P] + e_C^{CS}[C][S] + e_C^{SiMn}[Si][Mn] + e_C^{SiP}[Si][P] + e_C^{SiS}[Si][S] + e_C^{MnP}[Mn][P] + e_C^{MnS}[Mn][S] + e_C^{PS}[P][S] \quad (2)$$

Dupa cum s-a aratat [2], [3], [4], daca pentru doua sisteme (binar si multicomponent) ne referim la aceeasi stare standard si aceeasi temperatura, la saturatie avem $f_{C_0}[C_0] = f_C[C]$ iar solubilitatea carbonului [C] în sistemul multicomponent se poate calcula dupa relatia:

$$lg[C] + e_C^C[C] + e_C^{CC}[C]^2 + e_C^{CSi}[C][Si] + e_C^{CMn}[C][Mn] + e_C^{CP}[C][P] + e_C^{CS}[C][S] = lg[C_0] + e_C^C[C_0] + e_C^{CC}[C_0]^2 - \{e_C^{Si}[Si] + e_C^{Mn}[Mn] + e_C^P[P] + e_C^S[S] + e_C^{SiSi}[Si]^2 + e_C^{MnMn}[Mn]^2 + e_C^{PP}[PP]^2 + e_C^{SS}[S]^2 + e_C^{SiMn}[Si][Mn] + e_C^{SiP}[Si][P] + e_C^{SiS}[Si][S] + e_C^{MnP}[Mn][P] + e_C^{MnS}[Mn][S] + e_C^{PS}[P][S]\} \quad (3)$$

Aceasta relatie reprezinta o ecuatie transcendenta cu necunoscuta [C] si se rezolva prin metoda aproximatiilor succesive. Ca stare standard se considera solutia cu 1 % C (grafit). Parametrii de interactiune depind de temperatura; calculele au fost efectuate pentru 1600^0C, pentru care sunt cunoscute si publicate cele mai multe date [2]...[6].

Totusi, pentru unii parametri, în special pentru cei combinati, de tipul $e_C^{Y_iY_j}$, nu s-a dispus de toate valorile necesare.

Pentru acestia s-au stabilit valori proprii într-o serie de lucrari anterioare [3], [4], referitoare la aliaje cu numar mai mic de elemente de aliere si, de asemenea, s-au facut evaluari prin aproximatii succesive, comparând valorile de solubilitate calculate cu datele experimentale. În

Tabelul 2

Parametrii de interactiune folositi
Interaction parameters used

t = 1600°C

$e_C^C = 0{,}207$	$e_C^{Si} = 0{,}0933$	$e_C^{Mn} = -0{,}0074$	$e_C^P = 0{,}[illegible]54$	$e_C^S = 0{,}088$
$e_C^{CC} = 0{,}0074$	$e_C^{SiSi} = 0{,}00035$	$e_C^{MnMn} = -0{,}000016$	$e_C^{PP} = 0{,}026$	$e_C^{SS} = 0{,}021$
$e_C^{CSi} = 0{,}0093$	$e_C^{CMn} = -0{,}0008$	$e_C^{CP} = 0{,}0165$	$e_C^{CS} = 0{,}009$	$e_C^{PS} = 0{,}038$
$e_C^{MnSi} = -0{,}00015$	$e_C^{MnP} = -0{,}0016$	$e_C^{MnS} = 0{,}0139$	$e_C^{SiP} = 0{,}0001$	$e_C^{SiS} = 0{,}0035$

x) Valoare recalculata dupa noi date
Recalculated value according to the new data

Tabelul 3

Solubilitatea carbonului, calculata dupa relatia (4) respectiv (5), pentru diferite tipuri de fonta
Carbon solubility, calculated with the formulae (4) and (5) for various iron qualities

Denumirea fontei	Compozitia chimica, %				Solubilitate, % C		
	Si	Mn	P	S	Dupa rel. (4)	Apreciate dupa rel. (5)	
					1600°C	1400°C	1300°C
Fonta oglinda	1,5	17,0	0,15	0.02	5,30	4,87	4,66
Fonta silicioasa	12.0	2,5	0,15	0,06	1,87	1,53	1,35
Fonta silicioasa - oglinda	10,0	20,0	0,15	0,02	2,71	2,35	2,16
Fonta Martin	1,1	2,1	0,2	0,06	4,92	4,50	4,29
Fonta Thomas	0,4	1,0	2,0	0,07	4,42	4,01	3,81
Fonta Bessemer	2,0	0,9	0,06	0,06	4,70	4,29	4,08
Fonta bruta obisnuita pentru turnatorii	2,95	1,0	0,4	0,06	4,18	3,78	3,58
Fonta fosforoasa bruta pentru turnatorie	2,80	1,1	1,2	0,06	3,94	3,55	3,35
Fonta de a doua fuziune pentru piese turnate	2,70	1,1	0,65	0,15	4,13	3,73	3,53
Fonta de a doua fuziune pentru piese refractare	5,10	0,8	0,30	0,12	3,51	3,12	2,93

final, s-a reusit stabilirea tuturor parametrilor de interactiune cuprinsi in relatia (3), parametri care sunt prezentati în tabelul 2.

Pentru temperatura de 1600^{0}C, solubilitatea carbonului (grafit) în fierul pur [Co] este de 5,4%, iar expresia $l_g[C_0] + c_c^{C}[C_0] + c_c^{CC}[C_0]^2$ este egala cu 2,06597. Tinând seama de aceasta si înlocuind valorile din tabelul 2 în relatia (3), obtinem formula general aplicabila pe care o propunem pentru calcularea solubilitatii carbonului în aliaje feroase la 1600^{0}C:

$$l_g[C] + 0{,}207\,[C] + 0{,}0074[C]^2 + 0{,}0093[C][Si] - 0{,}0008[C][Mn] + 0{,}0165[C][P] + 0{,}009[C][S] =$$

$$= 2{,}06597 - \{0{,}0933[Si] - 0{,}0074[Mn] + 0{,}0754[P] + 0{,}088\,[S] + 0{,}00035[Si]^2 - 0{,}000016[Mn]^2 + 0{,}0026[P]^2 + 0{,}021[S]^2 - 0{,}00015[Si][Mn] + 0{,}0001[Si][P] + 0{,}0035[Si][S] - 0{,}0016[Mn][P] + 0{,}0139[Mn][S] + 0{,}038\,[P][S]\} \quad \textbf{(4)}$$

Aceasta relatie a fost aplicata la un numar de 10 aliaje feroase (fonte) de diferite tipuri, acoperind o gama larga de concentratii: Si - de la 0,4 la 12%; Mn - de la 0,8 la 20%; P - de la 0,2 la 2,0%; S - de la 0,02 la 0,15%.

In tabelul 3 sunt prezentate compozitiile fontelor cercetate si valorile solubilitatii carbonului, calculate pentru 1600^{0}C cu ajutorul relatiei (4).

Temperatura de 1600^{0}C pare ridicata pentru fonte fata de temperaturile întâlnite în mod obisnuit în practica industriala: 1300 - 1400^{0}C. De aceea, s-a urmarit gasirea unei relatii care sa permita recalcularea solubilitatii în functie de temperatura, la aceeasi compozitie chimica a aliajului.

Prelucrând, prin metoda celor mai mici patrate, un numar de circa 80 de date proprii sau din literatura, pentru diferite temperaturi, s-a stabilit o relatie empirica permitând evaluarea solubilitatii carbonului $[C_2]$ la temperatura t_2, daca se cunoaste solubilitatea $[C_1]$ la temperatura t_1, compozitia chimica ramânând aceeasi:

$$[C_2] = [C_1] - (0{,}0015 + 0{,}00012[C_1])(t_1 - t_2) \quad \textbf{(5)}$$

Valorile de solubilitate ale carbonului în fonta lichida, rezultate din aceasta relatie pentru 1300 si 1400^{0}C, sunt trecute tot în tabelul 3.

Se poate constata ca solubilitatea carbonului depinde în mare masura de continutul în celelalte elemente însotitoare si de temperatura, variind

Tabelul 4

Continutul de carbon indicat în literatura de specialitate pentru diferite tipuri de fonta
Reference carbon content for various iron qualities

Denumirea fontei	Compozitia chimica, %				
	C	Si	Mn	P	S
Fonta oglinda	4,0-6,0	sub 2,0	10-25	sub 0,2	sub 0,03
Fonta silicioasa	1,2-1,8	9-16	sub 3,0	sub 0,2	sub 0,06
Fonta silicioasa-oglinda	2,0-3,0	9-13	16-24	sub 0,2	sub 0,03
Fonta Martin	3,6-4,3	0,6-1,4	1,5-2,5	sub 0,3	sub 0,07
Fonta Thomas	3,2-3,7	0,2-0,6	0,8-1,3	1,6-2,2	sub 0,08
Fonta Bessemer	3,5-4,0	0,8-1,8	0,6-1,2	sub 0,08	sub 0,06
Fonta obisnuita pentru turnatorie	3,5-4,2	1,3-3,8	sub 1,3	0,1-0,7	sub 0,06
Fonta fosforoasa bruta pt. turnatorie	3,3-4,0	1,3-3,8	sub 1,3	0,7-1,4	sub 0,06
Fonta cenusie de a doua fuziune pt. piese turnate	3,2-3,8	2,4-2,7	0,3-0,8	sub 0,65	sub 0,15
Fonta de a doua fuziune pentru piese refractare	2,5-3,2	4,5-6,0	0,8	sub 0,30	sub 0,12

Tabelul 5

Comparatie intre valorile continutului de carbon indicate în literatura si rezultate din calcul
Comparison between reference carbon contents and calculated results

Denumirea fontei	Valori indicate în literatura [7], [8], ^{0}C	Valori calculate, % C	
		pentru 1300^{0}C	pentru 1400^{0}C
Fonta oglinda	4,0 - 6,0	4,66	4,87
Fonta silicioasa	1,2-1,8	1,35	1,53
Fonta silicioasa - oglinda	2,0-3,0	2,16	2,35
Fonta Martin	3,6-4,3	4,29	4,50
Fonta Thomas	3,2-3,7	3,81	4,01
Fonta Bessemer	3,5-4,0	4,08	4,29
Fonta obisnuita pentru turnatorie	3,4-4,2	3,58	3,78
Fonta fosforoasa bruta pentru turnatorie	3,3-4,0	3,35	3,55
Fonta cenusie de a doua fuziune pentru piese turnate	3,2-3,8	3,53	3,73

pentru tipurile de fonta studiate de la 1,3 la circa 5,5% C.

Pentru a se putea aprecia valabilitatea valorilor rezultate din calcul, ele au fost comparate cu datele indicate in literatura [7], [8], pentru astfel de tipuri de fonte. Se poate presupune ca continutul de carbon indicat pentru acestea, tinând cont de conditiile elaborarii fontei în furnal, se apropie sau se confunda chiar cu concentratia de saturatie, în special pentru fontele cu solubilitate redusa de carbon. In tabelul 4 sunt prezentate compozitiile chimice ale tipurilor de fonte examinate, conform literaturii de specialitate [7], [8]. In tabelul 5 se compara datele calculate dupa relatia (4) si (5) pentru 1300 si 1400^{0}C cu cele indicate în literatura. Se poate constata ca valorile calculate se situeaza aproximativ in limitele prevazute în tabelul 4.

In concluzie, se poate afirma ca valabilitatea relatiilor (4) si (5) propuse pentru calculul solubilitatii carbonului în diferite tipuri de fonte si la diverse temperaturi se confirma, iar parametrii de interactiune adoptati pot fi considerati corespunzatori.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Wagner.C.** *Thermodynamics of Alloys*. London, Reading-Max,1953

[2] **Sabirzianov,T.G.** In: Izv.VUZ, Ciornaia Metall., URSS, nr.1,1989,p.1-4

[3] **Apa,L.** In: Metalurgia, România, nr.7,1992, p26-31

[4] **Apa,L.** In: Metalurgia, România, nr.10,1992, p.22-24

[5] **Gracev B.A., Kupriasin,B.A.** In: Izv.VUZ, Ciornaia Metall., URSS, nr.3,1988, p.9-13

[6] **Dragomir I.** In: *Teoria proceselor siderurgice*. Bucuresti, Editura Tehnica, 1985, anexele 5,6

[7] **Hatarescu,Ov. ...a.** In: *Indreptar de metalurgie*. Bucuresti, Editura Tehnica, 1988, P.107

[8] **Tripsa, I. s.a.** In: *Manualul ... edie de metalurgie*. Editura Stiintifica si Pedagogica, 1980, p.230

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, Nr. 5

- *Turnarea continua a benzilor - viitorul ramâne deschis (raport prezentat la cea de-a 3-a conferinta internationala "Turnarea la dimensiuni aproape finite", 14-17.II.1993, Scottsdale Az, S.U.A.), p.121*
- *Tribologia si asigurarea calitatii (raport prezentat la Consfatuirea din 24-25 XI.1992, Essen), p.125*
- *Stadiul reprivatizarii întreprinderilor din noile landuri ale Germaniei, p.129*
- *Cheltuielile pentru manopera cresc prea mult, p.137*
- *Informatii tehnice si economice, p.138*

DURIFICAREA SUPERFICIALA COMPLEXA A OTELURILOR PRIN DIFUZIE DE BOR SI CROM

Ing. Margineau Eleau, ing. Roxanda Roxana, fiz. Craciun St. INTEC S. A. Bucuresti
Ing. Margineau I. Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 621.785.5

Consideratii teoretice

Printre tratamentele termochimice care prezinta interes în constructia de masini se situeaza cele care au la baza difuzia borului si a altor elemente în scopul realizarii durificarii complexe a materialelor metalice.

Borurarea cu componente multiple este o tehnologie în care borul si un metal (sau eventual mai multe metale) sunt introduse prin difuzie în piesa ale carei caracteristici de suprafata vrem sa le amelioram, si anume rezistenta la uzura sau la eroziune. Ca metale adaugate borului, cromul,siliciul si aluminiului ar ameliora rezistenta la oxidare a stratului de bor. Difuzia de bor si de crom ar mari nu numai rezistenta la uzura dar si rezistenta la coroziune a stratului borurat [2].

Ca mediu de saturare se indica amestecuri de pulberi, în general pe baza de B_4C si bai în special pe baza de borax, cu sau fara electroliza. Temperaturile se situeaza în general în partea supe-rioara a domeniului de temperatura a borurarii.

Incercarile de borocromizare [1] au fost efectuate mai întîi cu un amestec de pulberi, compus dintr-o pulbere comerciala si în diferite proportii dintr-o pulbere de crom (ferocrom, crom pur sau compusul chimic CrB). Temperaturile variaza între 900 si 1100^{0}C. Studiile au aratat ca borurarea într-o pulbere de borurare la care s-a adaugat crom în proportie de pâna la 15% cu temperaturi de pâna la 1000^{0}C nu asigura o difuzie simultana a borului si cromului. Adaosuri de 2 pâna la 5% de pulbere de crom la pulberea de borurare dau, în general, pe oteluri, straturi borurate caracteristice.

S-au efectuat de asemenea încercari la 1000^{0}C cu un amestec de pulberi constituit dintr-o pulbere de borurare si din proportii diferite de CrB (10-60%). Dupa un tratament de mai multe ore s-au obtinut îmbogatiri în crom, în stratul superficial exterior, îmbogatiri care dupa analiza la microsonda electronica au atins un maxim de 8%.

Dupa aceste încercari si dupa altele cu alti compusi rezulta ca difuzia simultana a borului si a unui alt element este posibila într-un grad slab si cu oarecare dificultate. S-a încercat atunci sa se determine daca difuzia consecutiva ofera conditii tehnice favorabile. Varianta întâi borurare, apoi cromizare pare interesanta numai din punct de vedere tehnic. Stratul astfel obtinut are un bun comportament la uzura. El are de asemenea o foarte buna rezistenta la coroziune [2], [3] la un mare numar de cicluri de expunere alternativa la o apa de condensare.

Starea epruvetelor borocromizate se apeciaza prin indicii de rugozitate si poate fi ameliorata prin operatii de lustruire si superfinisare.

In lucrarea [1] se efectueaza o cercetare cu scopul elaborarii tehnologiei de durificare pentru obtinerea acoperirilor borocromizate cu continut ridicat de crom. Prin aceasta metoda se depune o pasta continând unul din elementele de saturare cu o mobilitate la difuzie mare (bor) iar recoacerea se face în mediu de al doilea element cu o mobilitate la difuzie mai mica (cromul).

Experimentari

Dintre procedeele de durificare complexa s-a cercetat tratamentul termochimic de borocromizare. Aceasta a constat din difuzia în stare solida a elementelor active borul si cromul, puse în libertate de pulberi de bor amorf sau carbura de bor si crom metalic sau ferocrom sub actiunea activizatorilor: clorura de amoniu NH_4Cl si fluoroboratul de potasiu KBF_4. Pentru a evita aglomerarea pulberilor s-a folosit un adaos inert de alumina Al_2O_3 sau caolin. Pentru favorizarea difuziei simultane a borului si cromului în amestecul de saturare s-a introdus pâna la 10% Al.

Durificarea complexa de borocromizare consta dintr-o recoacere de difuzie pentru realizarea stratului de compusi si calire ulterioara pentru crearea suportului sub limita de difuzie, respectiv durificarea miezului.

S-a ales pentru încercari otelul OLC45 la dimensiuni potrivite studiului ulterior de difractie cu raze X.

Incalzirea si mentinerea se efectueaza în trepte: primul stadiu pentru temperatura mai joasa realizeaza difuzia borului iar al doilea pentru temperatura mai ridicata necesar pentru difuzia în otel a elementului mai greu fuzibil din amestecul de saturare. Totodata urmeaza sa se stabileasca compozitii ale amestecului de saturare cu valori diferite ale raportului cantitativ între pulberea pe baza de bor si cea pe baza de crom în general intre 1 : 1 si 3 : 1.

In acest fel difuzia ambelor elemente decurge succesiv si, fata de procedeul cu borurare si cromizare consecutiva, determina prezenta urmatoarelor avantaje: otelul se încalzeste si se raceste o singura data, o singura data se încarca si se descarca conteinerul,

Tabelul 1

Rezultatele incercarilor de difuzie a B si Cr
B and Cr diffusion test results

Procedee	Notatia pulberii	Compozitia chimica a pulberii, % greutate	Material esantion	Marcaj esantion	Regim termic	Adincime strat, μm	Microduritate, $HV_{0,100}$	Observatii
Borocromizare simultana	P109	28% FeB, 8%B amorf, 4% B_4C, 20% Cr, 25% Caolin, 12% KBF_4, 3% NH_4Cl	OLC45	1,0	$900^0C/2h + 950^0C/4h$ racire cu cuptorul	120	1720 - 2000	Prezinta strat de difuzie 1 mm
				1,1*		130	1680 - 1870	
Idem	P110	30% B amorf, 20% FeCr, 10% Al, 27% Al_2O_3, 1,5 % NH_4Cl, 11,5 % KBF_4	OLC45	1,2 *	$900^0C/1,5h + 950^0C/3h$ racire cu cuptorul	100	1400 - 1700	Strat de difuzie 0,8 mm
				1,3		110	1450 - 1780	
Idem	P111	32% FeB; 13% B_4C; 15% Cr; 5% Al; 20% Caolin 12% KBF_4; 3% NH_4Cl	OLC45	P1*	$900^0C/3h + 950^0C/3h$ racire cu cuptorul	125	1600 - 1800	Strat de difuzie 1 mm
				P2		140	1500 - 1760	Strat de difuzie 0,9 mm

* Probele 1.1,1.2 si P1 au fost supuse incercarii de difractie cu raze X

realizându-se astfel economii de energie si de manopera.

In tabelul 1 sunt prezentate datele privind amestecurile de saturare utilizate, regimurile termice aplicate si rezultatele durificarii complexe. Se observa ca amestecurile de saturare continând pulbere pe baza de bor pot consta din: ferobor, bor amorf, carbura de bor si reprezinta 20-40% din greutate. Se constata de asemenea ca pulberea pe baza de crom (ferocrom, crom metalic) reprezinta 15-50% din greutatea amestecului, iar adaosul inert reprezinta 20-27% greutate. Amestecul de saturare mai poate contine: 5-10% Al, 1,5-3% NH_4Cl, 10-20% KBF_4.

S-au utilizat câte doua esantioane pentru fiecare regim termic si compozitie de pulbere si se observa ca s-au obtinut rezultate de durificare apropiate, ceea ce arata ca difuzia decurge omogen în conteiner.

Regimul termic a decurs in doua trepte cu urmatorii parametri:

$900^0C/1,5$-3 h + $950^0C/3$-4 h incluzând racirea, ceea ce a favorizat formarea stratului de difuzie.

Rezultatele durificarii prin borocromizare constau în realizarea unor straturi de compusi cu duritatea de 1400-2000 $HV_{0,100}$ si adâncimea de 100-140 μm si un strat de difuzie de 0,8-1 mm (fig.1).

Fig. 1
Microstructura stratului borocromizat 320:1 Atac nital 2%
Boronchromated layer microstructure

In scopul identificarii fazelor din stratul superficial durificat s-au efectuat incercari de difractie a razelor X.

In proba 1.1 s-au evidentiat urmatoarele faze: FeB, Fe_2B, B_4C, Cr_3C, $(Cr, Fe)_7C_3$.

In proba 1.2 s-au identificat fazele: FeB, Fe_2B, Cr_2B, $Fe_{23}(C,B)_6$, $(CrFe)_7C_3$, ε-$Fe_{2-3}N$.

Se mentioneaza ca faza ε - $Fe_{2-3}N$ se presupune ca a rezultat din descompunerea activizatorului NH_4Cl în cursul procesului si interactiunea produsilor rezultati cu fierul.

In proba P.1 s-au gasit fazele urmatoare: FeB, $Fe_3(C_{0,2}B_{0,8})$, CrB, $Cr_{23}C_6$.

Se constata ca în probele borocromizate apar atât fazele caracteristice straturilor borurate FeB, Fe_2B, B_4C cât si cementita aliata cu bor $Fe_3(C_{0,2}B_{0,8})$ si carboboruri de fier $Fe_{23}(C,B)_6$.

In probele borocromizate apar combinatii ale cromului cu B, Fe si C ca: CrB, $(Cr,Fe)_7C_3$, $Cr_{23}C_6$.

Prezenta acestor faze durificatoare contribuie la îmbunatatirea unor caracteristici de exploatare cum sunt: rezistenta la oxidare la temperaturi pâna la 850^0C, rezistenta la uzura si rezistenta la coroziune.

BIBLIOGRAFIE

[1] Zeuscov G.V.s.a - *Borohromirovanie stali izvestia vissih ucebnih zavedenie. Ciornaia Metallurghia*, nr.3,1989, p.113

[2] L.G. Vorosnin, L.S. Liahovici - Borirovanie stali, 1978

[3] Kasparov O.V. s.a : *Puti povisenia corrozionno, stoicosti difuzionno hromirovannîh uglerodistîh stalei o agressionîh sredah*. Zascita metallov,V27, nr.4,1991 p.626

[4] Alfred Graf von Matuschka: Boronizing,1980

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, Nr.3

- Cercetare fundamentala cu orientare catre utilizarea practica. Acumulare de cunostinte pentru a fi folosite în industrie (comunicare la a 75-a aniversare Max Planch Institut für Eisenforschung-Düsseldorf), p.31

- Procese tehnologice în siderurgie, care constituie inovatii (comunicare la a 75-a aniversare Max Planch Institut), p.39

- Tehnologia ISP: posibilitati si primele rezultate de functionare industriala (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.'92, Düsseldorf), p.53

- Sistem de automatizare descentralizata în otelaria electrica, p.69

- Producerea fer-manganului afinat dupa procedeul TBB, p.77

- Noua linie de recoacere si decapare pentru benzi late din otel inoxidabil, la uzina Krefeld a firmei Thyssen Stahl AG (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.'92, Düsseldorf), p.85

- Luminorul reversibil la rece cu 20 de role, pentru oteluri superioare, într-o noua conceptie tehnica (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.'92, Düsseldorf), p.97

- Concepţii moderne de instalare pentru ajustajele moderne de sine, p.105

- Al 25-lea Congres anual al ECCA (Asociatia europeana pentru rulouri de banda din otel acoperita), p.110

- Aplicarea unui sistem dinamic adaptabil de conducere a procesului, la un cuptor de 200 t/h, cu grinzi ridicatoare (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.115

- Difuzarea hidrogenului din zona aflata sub influenta încalzirii otelurilor cu graunti fini si determinarea susceptibilitatii pentru fisurarea la rece, p.123

- Restructurarea industriei siderurgice poloneze (referat prezentat la Congresul metalurgiei poloneze, 14.X.1992, Cracovia), p.129

- Informatii tehnice si economice. Programul Congresului European asupra elaborarii otelului cu oxigen (EOSC) - 21-23.VI.1993, Düsseldorf, p.131

REDUCEREA CONSUMULUI DE ENERGIE ELECTRICA SI MATERII PRIME LA ELABORAREA OTELULUI

Prof. dr. ing. Sofroni L., conf. dr. ing. Cocolas S., ing. Mihaela Pana, ing. Tudor M.

Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 669.16.18

Dezvoltarea industriei constructoare de masini si exigenta crescânda în folosirea materialelor refolosibile permit ca pe viitor sa se acorde o importanta deosebita reducerii de energie si materiale.

Consumul de energie si materiale pe tona de otel variaza în limite foarte largi, nu numai de la o tara la alta, dar chiar de la o uzina la alta în functie de dotarea tehnica si de spiritul gospodaresc al cadrelor tehnice [6].

Consumul teoretic de energie electrica pentru topirea otelului se calculeaza cu relatia :

$$W = \frac{Q}{860} = \frac{1000\,[C_p(t_2 - t_1) + L]}{860} = 340 \text{ kWh/t} \quad (1)$$

unde: W este energia electrica consumata, kWh/t;

Q - caldura consumata, kcal/t];

c_p - caldura specifica a otelului in stare solida, kcal/kg.grad;

L - caldura latenta de topire, kcal/kg ;

t_1 - temperatura mediului ambiant, °C;

t_2 - temperatura de topire, °C.

In tabelul 1 este reprezentat bilantul energetic la elaborarea otelului in cuptoarele electrice cu arc dupa un calcul efectuat de British Steel Corporation [1].

-î

Tabelul 1

Bilantul energetic la eleborarea otelului în cuptorul electric cu arc
Energy balance for electric steel-making

Energia, kWh/t otel lichid			
Introdusa	Val.	Pierderi, prin	Val.
energie electrica	426	gaze arse	104
arderea carbonului	126	zgura	57
alte reactii chimice	70	electrice	47
arderea grafitului din electrozi	48	radiatie apa de racire electrozi	40 18 12
Total, kWh/t	670	Total pierderi, kWh/t	278
Energia utilizata pentru obtinerea otelului L_0 = 392 kWh/t			

Pentru a avea o imagine cât mai clara a consumului de energie si materii prime la elaborarea otelului în cuptoarele electrice cu arc, trebuie luat în considerare consumul total de energie primara, nu consumul final de energie. In general, transformarea energiei primare în energie electrica si o energie electrica înmagazinata (în caldura) de otel se face cu pierderi, dupa cum urmeaza:

- la cele mai bune termocentrale, randamentul de transformare a energiei primare (gaz metan, pacura, carbune) în energie electrica este de maximum 38%;
- la cele mai eficiente cuptoare electrice cu arc randamentul de transformare a energiei electrice în caldura cedata otelului este de 58%;
- pierderile de energie electrica in reteaua de înalta tensiune (la transport) sunt de 8%.

Tinând cont de aceste pierderi, rezulta randamentul termic general al cuptorului electric cu arc raportat la energia primara care este:

$$\eta = \eta_1 \cdot \eta 2 \cdot \eta 3 = 16{,}7\% \quad (2)$$

sau: pentru 1kWh de energie electrica furnizata otelului lichid sub forma de caldura, se consuma un echivalent de minim 6 kWh energie primara.

Dintre metodele cele mai indicate si utilizate pentru reducerea consumului de materii prime si energie electrica la elaborarea otelului enumeram urmatoarele:

- preîncalzirea fierului vechi cu bena sau într-o cuva separata;
- folosirea oxigenului la topire;
- folosirea de arzatoare cu combustibil lichid si oxigen;
- utilizarea, în cazul cuptoarelor electrice cu arc, a electrozilor de grafit impregnati si neimpregnati;
- utilizarea carbunelui ca înlocuitor al energiei electrice în cuptorul electric cu arc;
- utilizarea partilor si a boltii racite cu apa;
- utilizarea unor noi forme de electrozi "raciti";
- folosirea recuperatoarelor ceramice;
- construirea unui cuptor cu evacuare prin cuva:
- utilizarea preîncalzitorului alimentator în zigzag rotativ;
- folosirea "metalurgiei secundare" (prin elaborare în oala).

In urma analizei documentare si experimentale a metodelor de mai sus, se poate

constata metoda optima de elaborare (preîncalzirea incarcaturii).

In plus, pe lânga aceste metode, se poate rezolva bilantul energetic cu ajutorul calculatorului de proces, la care se tine seama de:

- intrarile de energie;
- pierderile de energie;
- încarcatura metalica.

Tabelul 1 se concretizeaza în informatii privind:

- timpul si energia ramasa pâna la determinarea sarjei;
- temperatura estimata a topiturii.

Astfel, acest model matematic metalurgic este utilizat pentru a obtine analiza dorita a otelului cu cele mai scazute costuri.

Modelul amintit prevede analiza fazei de topire, pe baza datelor referitoare la încarcatura, la care sunt actualizate masuratorile reale ale baii la intervale regulate. De fiecare data, când este primita o anali începe calcularea adaosului optim al element aliere.

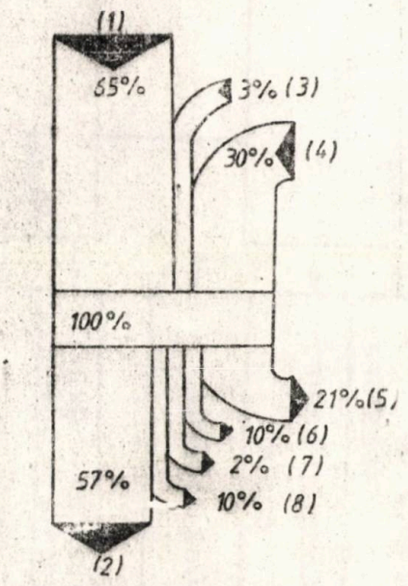


Fig. 1

Una din metodele cele mai utilizate o constituie - **Preîncalzirea încarcaturii metalice.** S-a aratat ca, pentru 1 kWh energie electrica furnizata, otelul consuma un echivalent de cca 6 kWh energie primara. De aici, a aparut ideea folosirii de energie primara direct la elaborarea otelului în cuptorul electric cu arc sau chiar a gazelor care rezulta la elaborare. Tinând seama de faptul ca la topirea fierului vechi randamentul de transformare a energiei electrice in caldura este mai mare decât media pe sarja, rezulta ca, prin preîncalzirea fierului vechi pâna la 500^{0}C, în bena se realizeaza o economie de cca 90 kWh/an sau un echivalent de 550 kWh/t energie primara. Eficienta economica rezulta din faptul ca la preîncalzirea fierului vechi (în bena) randamentul energetic este de 80-85%.

Principalele avantaje ale preîncalzirii fierului vechi în bena sunt [4]:

- cresterea productivitatii cuptorului electric;
- amorsarea mai buna a arcurilor electrice;
- posibilitatea de utilizarea a unor combustibili inferiori sau chiar a gazelor arse (de la cuptorul electric cu arc).

In figurile 2 si 3 sunt prezentate bilanturile energetice în cazul preîncalzirii încarcaturii (fig. 3) si fara preîncalzire (fig. 2).

In afara economiilor de energie electrica, combustibil si oxigen, preîncalzirea deseurilor a permis si

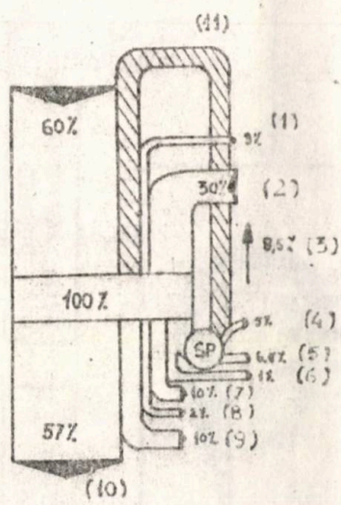


Fig. 2

obtinerea altor economii.

Consumul de electrozi a scazut cu cca 0,4 kg/t, consumul de materiale refractare cu cca 1,5 kg/t, iar timpul de turnare a fost diminuat cu cca 6 min.

Bilantul energetic al unui cuptor electric cu arc arata ca numai 57% din energia electrica consumata este utilizata direct în procesul de elaborare a otelului.

Un procent de 43% din aceasta energie poate fi pierdut, iar aceste pierderi de energie se descompun astfel:

- 10% pentru racirea cu apa a peretilor si boltii cuptorului;

Semnale de reglare
Date privind arcul
Temperatura la perete
Semnale referitor la masuratori
Valoarea nominala a impedantei
Trepte de tensiune
Comutat pentru cuptor
Gaz natural
Model termic
Comanda operatiei de topire
Camera de control a cuptorului
Scala pentru deseuri
Adaugarea de elemente de aliere
Oxigen
Adaugarea de fondant
Model metalurg

Fig. 3

- 21% pierderi termice în gazele evacuate;
- 10% pierderi prin zgura;
- 2% alte pierderi.

Pierderile de caldura nerecuperate din gaze se repartizeaza astfel :

- 5,0% pierderi la statia de preîncalzire;
- 6,5% pierderi în gaze;
- 1,0% pierderi în conducte.

Comparând consumul de energie înainte si dupa punerea în functiune a statiei de preîncalzire a deseurilor, s-a constatat o scadere a consumului de energie electrica (de ex.: de la 465 la 415 kWh/t); concomitent consumul de combustibil a fost redus de la 3,5 la 2 l/t.

Aceasta economie importanta de energie electrica (50 kW/h) poate fi amplificata prin utilizarea unui calculator de proces care optimizeaza procesul din punct de vedere al consumului de energie.

In concluzie, metoda preîncalzirii incarcaturii are un efect economic, cuantificat în:

- reducerea consumului de energie electrica cu pâna la 60 kWh/t;
- diminuarea consumului de electrozi cu 0,4 kg/t;
- micsorarea consumului de materiale refractare cu cca 1,5 kg/t.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Bushell C., Taylor P.B.:** - *Energy efficiency in the metals industries*. In: Proizvodstvenno, nr.22, 1986
[2] **Ctibor Maly:** *Kovoprojekta Prmo, O drasovani obloivych peci*. In: Slevarenstvi, nr. 12,1985
[3] **Dogtch Erwin:** *Wirtshaftliches Schmelzhenin mittelfreqvenz*.In: Proizvodstvenno, nr. 1986
[4] **Marcinkowski Ian, Romav Ryglicki Nowosci W** *Kopiem metali na GIFA, METEC THERMO PROCESS*, '89, Prezglad Odlewnictwa nr.5, 1989
[5] **Taylor P.B., Gettings Mayren:** *Energy efficiency in the metal industries*. Proizvodstvenno, nr.22,1986
[6] **Wolif Horst:** *Giepereiansteltung*, Cast Expo '90. In: Giesserei, nr.13, 1990

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, Nr. 4

- In cautarea unor noi structuri. Industria siderurgica est- europeana, vazuta din vest, p.39
- Capacitatile actuale ale cocseriilor din întreaga lume, p.53
- Nivelul tehnic si calitatea,ca elemente ale strategiei concurentei. Introducere (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.55
- Nivelul tehnic în calitatea întreprinderii, cu orientare catre piata (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düseldorf), p.67
- Analiza calitatii în cadrul nivelului tehnic al uzinelor (comunicare la Congresul VDEh - 12.XI.1992, Düsseldorf), p.75
- Experienta analizei calitatii instrumentelor de verificare (comunicare la Congresul VDEh, 12.XI.1992, Düsseldorf), p.83
- Supravegherea starii instalatiilor - contributie la asigurarea calitatii. Exemplul unei instalatii de turnare continua a bramelor (comunicare la Congresul VDEh 12.XI.1992, Düsseldorf), p.91
- Nivel tehnic si calitate - cerinte si perspective (referat prezentat la congresul VDEh - 12.XI.1992, Düsseldorf), p.97
- Rezistenta în conditii industriale, în cercetare, învatamânt si practica (raport prezentat la Congresul VDEh - 8.XII.1992, Düsseldorf), p.105
- Stadiul actual de dezvoltare al laminoarelor Steckel (A. Lederer), p. 109
- Sisteme de ambalare a rolourilor, orientat dupa cerintele clientilor, p.121

COMPORTAREA ANODICA A UNOR OTELURI INOXIDABILE IN MEDII SPECIFICE INDUSTRIEI DE CELULOZA SI HARTIE

Dr. ing. Maria Nicola, dr. ing. Teodora Badea
Universitatea "Politehnica" Bucuresti
C.Z. : 669.14.018.8.676.1

Otelurile inoxidabile s-au impus ca materiale indicate pentru constructia diferitelor utilaje industriale datorita rezistentei lor chimice deosebite. Reactiile ce se desfasoara la interfata metal - mediu pot fi frânate de depunerea pe suprafata metalului a unor produsi de coroziune insolubili, sub forma unor pelicule compacte de oxizi sau alte combinatii cu proprietati pasivante [1], [4].

Metalele se pot pasiva fie în mod spontan, prin interactiunea lor cu mediul corosiv, fie prin polarizare anodica. Indiferent de modul prin care se instaleaza starea pasiva, mecanismul procesului este întodeauna electrochimic, de aceea comportarea metalului pasivabil poate fi studiata cu ajutorul curbelor anodice de pasivare, trasate în conditii potentiostatice [5]-[7].

Lucrarea de fata are ca obiect studiul comportarii anodice a otelurilor inoxidabile V_2A (0,04%C; 0,33%Si; 18%Cr; 8%Ni) si V_4A (0,04%C; 0,33%Si; 18%Cr; 10%Ni) în unele medii specifice industriei de celuloza si hârtie. Studiul a fost efectuat pe baza curbelor de polarizatie trasate în regim potentiostatic folosind un potentiostat tip OH-405 si un înregistrator X-Y; viteza de variere a potentialului a fost de 200 mV/min.

Rezultate experimentale

Determinarile experimentale au fost efectuate pe electrozi din otelurile inoxidabile V_2A si V_4A având suprafata de lucru de 1 cm^2. Prelucrarea acestora a inclus o activare prin decapare într-o solutie continând HNO_3 15% + HF 2% + H_2O (în volume), la temperatura de 60^0C, timp de 5 min, urmata de spalare cu apa distilata.

Solutiile experimentale au fost solutii tehnologice provenite din industria de celuloza si hârtie, ale caror compozitii sunt redate în tabelul 1.

Determinarile au fost efectuate într-o celula de sticla cu spatiile anodic-catodic separate prin diafragma poroasa [8].

Contraelectrodul confectionat din platina lucioasa a avut suprafata de 2 cm^2.

Potentialele de electrod au fost masurate fata de electrodul de calomel saturat (ECS).

Studiile efectuate au pus în evidenta deseori o tendinta vizibila spre pasivare spontana, ceea ce a facut sa se considere otelurile studiate rezistente la coroziune si deci apte de a fi utilizate ca materiale de constructie în industria de celuloza si hârtie. In conditiile în care aceasta tendinta la pasivare spontana nu a fost evidenta, au fost trasate curbe anodice si catodice în conditii stationare, folosind trepte de potential de 30 mV/5 min curbe care au permis evaluarea curentului de coroziune, i_{cor}, si a potentialului de coroziune, ε_{cor}, folosind metoda intersectiei pantelor Tafel. Pe baza curbelor de polarizatie anodica au fost de asemenea evaluate curentul critic de pasivare, i_{cr}, potentialul de pasivare, ε_p, domeniul de pasivare, $\Delta\varepsilon_p$.

Comportarea anodica în solutia A

In figura 1 sunt prezentate curbele anodice pentru otelurile inoxidabile V_2A si V_4A în solutie de bisulfit de amoniu, pH = 1,5, la temperatura de 20^0C. Se remarca o comportare similara pentru ambele tipuri de oteluri, si anume: pâna la un potential de 0,8 V/ECS se manifesta pasivare spontana accentuata (P.S.), iar la valori mai mari ale potentialului - în zona transpasiva - se obtine o crestere brusca a curentului; în jurul valorii de 0,9 - 1,0 V/ECS se obtine un maxim de curent de cca 1-1,2 A/cm^2 - determinat de oxidarea bisulfitului - iar la potentiale mai mari de 1,2-1,3 V/ECS curentul creste rapid datorita degajarii oxigenului.

Figura 2 prezinta curbele anodice pentru otelurile testate în solutia de bisulfit cu pH = 1,5 la temperatura de 75^0C. Pentru ambele oteluri se obtin curbe tipice de pasivare anodica, cu evidentierea clara a zonelor de dizolvare activa, pasivare si

Tabelul 1

Compozitiile solutiilor si conditiile de experimentare
Solutions analysis and test conditions

Solutia	Compone...	pH	t,°C
A	Bisulfit acid de amoniu	1,5	20
	(NH_3: 0,3 - 1,7%;	si	si
	SO_2: 3 - 9%)	5,5	75
B	Bioxid de sulf (SO_2: 5 g/l)	1,25	20
			si
			75
C	Solutie clorurata (Cl_2: 0,3%)	1	20

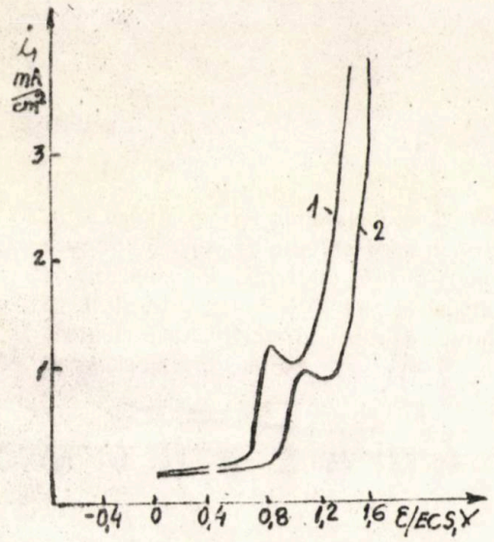


Fig. 1
Curbele anodice pentru otelurile inoxidabile V_2A si V_4A în solutie de bisulfit de amoniu, pH = 1,5 la temperatura de 20^0C
V_2A and V_4A stainless steel qualities anodic diagrams for tests in amonia disulphite with pH = 1.5 at RT

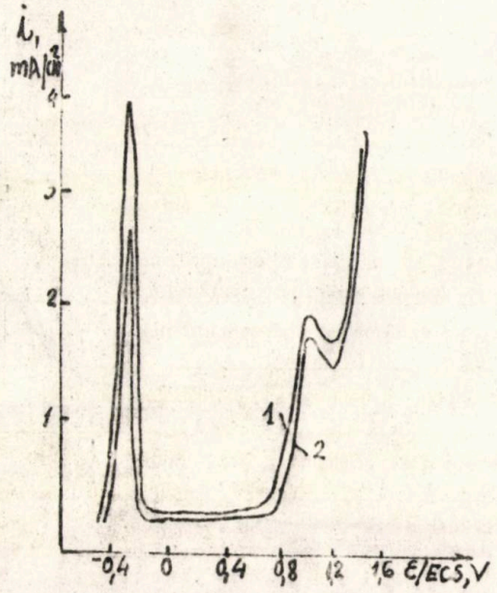


Fig. 2
Curbele anodice pentru otelurile inoxidabile V_2A si V_4A în solutie de bisulfit de sodiu, pH = 1,5, la temperatura de 75^0C
V_2A and V_4A stainless steel qualities anodic diagrams for tests in natrium disulphite with pH 1.5 at RT

transpasivare. Curbele pornesc din zona activa (ε = = -0,4 V/ECS) si se caracterizeaza printr-o crestere brusca a curentului pâna la atingerea unui maxim (curent critic de pasivare i_{cr})de cca 3-4 mA/cm^2 corespunzator unui potential de aproximativ -0,2 V/ECS. Curentul critic de pasivare este mai accentuat pentru otelul V_2A decât pentru V_4A.

Începând de la un potential de -0,2 V/ECS se obtine zona de pasivare care se extinde pâna la cca +0,8 V/ECS; curentul în zona de pasivare este de aproximativ 0,03-0,04 A/cm^2. La valori ale potentialului mai mari de + 0,8 V/ECS se obtine zona de transpasivare, caracterizata de un maxim de curent putin accentuat (situat la +1,0 V/ECS) datorat oxidarii bisulfitului, urmat la 1,2 V/ECS de cresterea accentuata a curentului determinata de degajarea oxigenului.

In figura 3 sunt prezentate curbele de polarizare anodica în solutia de bisulfit acid de amoniu cu pH = = 5,5 si temperatura de 20^0C. Se remarca atât pentru otelul V_2A cât si pentru V_4A o zona extinsa de pasivare spontana (pâna la cca 1,3 V/ECS), dupa care curentul anodic creste vizibil datorita degajarii oxigenului.

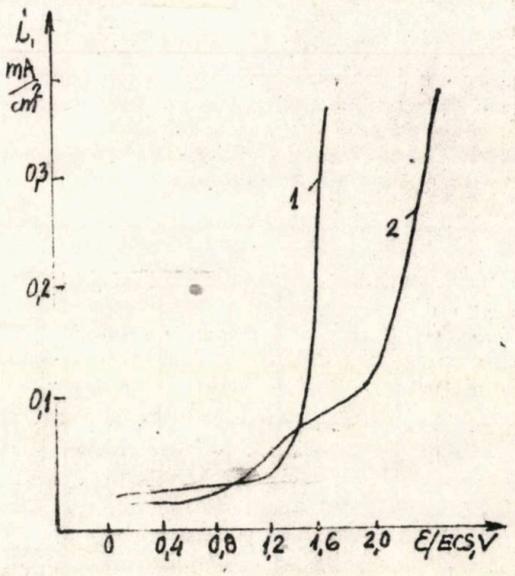


Fig. 3
Curbele de polarizare anodica în solutia de bisulfit acid de amoniu cu pH = 5,5 si temperatura de 20^0C
Anodic diagrams for tests in acid amonia disulphite with pH = 5.5 and RT

In tabelul 2 sunt prezentati parametrii electrochimici mai importanti, caracteristici comportarii anodice a otelurilor V_2A si V_4A în solutia de bisulfit acid de amoniu, pentru diferite pH-uri si temperaturi.

Concluziile privind comportarea anodica a otelurilor V_2A si V_4A in solutia de bisulfit acid de amoniu sunt urmatoarele: ambele materiale prezinta tendinta la pasivare spontana (P.S) la temperatura de 20^0C atât pentru solutia cu pH = 1,5 cât si pH = 5,5. Cresterea temperaturii la 75^0C duce la aparitia unei

Tabelul 2

Parametrii electrochimici caracteristici comportarii anodice a otelurilor V_2A si V_4A in solutia A
Electrochemical parameters for V_2A and V_4A steel grades behaviour in solution A

t,°C	pH	V_2A				
		ε_{cor}, V/ECS	ε_{p_1}, V/ECS	i_{cr}, mA/cm²	i_{p_1}, mA/cm²	$\Delta\varepsilon_{V\,p_1}$
20	1,5	- 0,095	P. S.	-	0,042	-
	5,5	- 0,010	P. S.	-	0,030	-
75	1,5	- 0,420	- 0,210	4,23	0,070	1,0
V_4A						
20	1,5	-0,075	P. S.	-	0,031	-
	5,5	- 0,050	P. S.	-	0,020	-
75	1,5	- 0,400	- 0,200	3,05	0,056	1,0

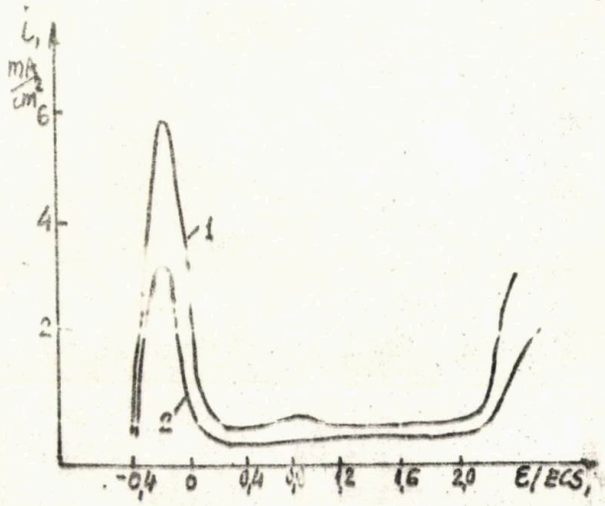


Fig. 4
Curbele anodice pentru temperatura de 20°C
Anodic diagrams for RT

Tabelul 3

Parametrii electrochimici privind comportarea anodica a otelurilor V_2A si V_4A in solutia B
Electrochemical parameters for V_2A and V_4A steel grades behaviour in solution B

t,°C	V_2A				
	ε_{cor}, V/ECS	ε_{p_1}, V/ECS	i_{cr}, mA/cm²	i_{p_1}, mA/cm²	$\Delta\varepsilon_{V\,p_1}$
20	- 0,420	- 0,050	5,8	0,077	2,0
75	- 0,480	- 0,050 la + 0,150	27	0,140	2,0
V_4A					
20	-0,385	- 0,100	3,5	0,052	2,0
75	- 0,450	- 0,270 la - 0,125	10,5	0,100	2,1

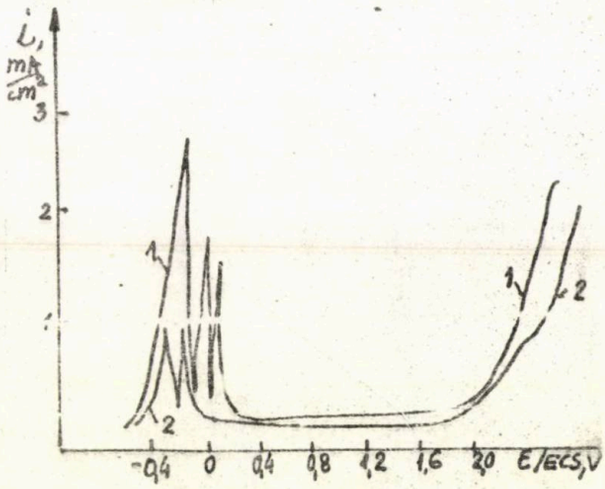


Fig. 5
Curbele anodice pentru temperatura de 75°C
Anodic diagrams for RT

comportari tipice de metale pasivabile anodic pentru ambele oteluri, cu evidentierea clara a zonelor de dizolvare activa, pasivare si transpasivare.

Comportarea anodica în solutia B (bioxid de sulf) a fost studiata pentru temperaturile de 20 si 75°C (pH + 1,25); curbele de polarizare sunt redate în figurile 4 si 5, iar parametrii electrochimici în tabelul 3.

In figura 4, care reda curbele anodice pentru temperatura de 20°C se observa o comportare tipica de metale pasivabile anodic pentru ambele oteluri, cu o zona pasiva extinsa, de cca 2 volti (0 -2,0 V/ECS). Curentul critic de pasivare este mai mare de cca 1,5 ori pentru otelul V_2A fata de otelul V_4A; potentialele de coroziune se situeaza pentru ambele oteluri în zona activa de coroziune (aprox. -0,4 V/ECS).

In figura 5 sunt prezentate curbele anodice pentru solutia B, la temperatura de 75°C. Se remarca de asemenea o comportare tipica de metale pasivabile anodic, cu precizarea ca instalarea starii pasive se face

ai greu decât la 20°C, dovada aparitia a cca 2-3 axime de curent în zona curentului critic de sivare. Zona pasiva este si în aceste conditii foarte tinsa (0-2,0 V/ECS) si stabila.

Potentialele de coroziune mai negative cu cca 0-70 mV la 75°C fata de 20°C (tab. 3) arata o tendinta la coroziune mai accentuata la temperaturi ridicate, pentru ambele oteluri.

Concluziile privind comportarea otelurilor V_2A i V_4A în solutia B sunt urmatoarele: ambele oteluri prezinta comportare tipica de metale pasivabile; domeniul de pasivare este foarte extins pentru ambele metale (cca 2 volti). Cresterea temperaturii duce la cresterea curentului critic de pasivare i_{cr} de cca 3-4 ori, iar curentul de dizolvare in stare pasiva, i_p, se dubleaza.

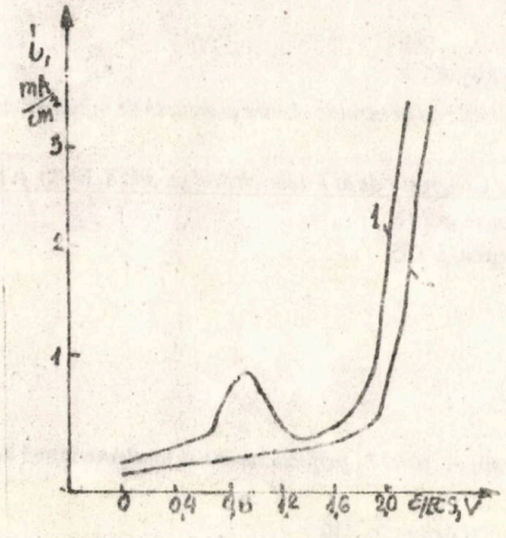


Fig. 6
Curbele anodice
Anodic diagrams

Tabelul 4

Parametrii electrochimici privind comportarea anodica a otelurilor V_2A si V_4A în solutia C (pH = 1, t = 20°C)
Electrochemical parameters for V_2A and V_4A steel grades behaviour in solution C

Materialul	ε_{cor}, V/ECS	i_p, mA/cm2	Observatii
V_2A	- 0,032	0,175	pitting
V_4A	- 0,100	0,150	P. S.

Comportarea anodica în solutia C. Pentru solutia clorurata curbele anodice sunt prezentate în figura 6, iar parametrii electrochimici în tabelul 4.

Din figura 6 se observa o tendinta vizibila la autopasivare pentru otelul V_4A, manifestata pe un domeniu larg de potentiale (peste 2 volti). Pentru otelul V_2A se observa tendinta de pasivare spontana pâna la cca 0,7 V/ECS, dupa care curentul creste brusc, atingând o valoare de 0,8 mA/cm², fenomen marcat de aparitia coroziunii pitting.

Din studiul comportarii anodice a otelurilor V_2A si V_4A în solutia clorurata rezulta ca otelul V_4A prezinta pasivare spontana, pe când otelul V_2A prezinta tendinta la coroziune pitting.

Analizând rezultatele prezentate anterior se observa ca în anumite medii otelurile V_2A si V_4A se pasivează spontan, ceea ce le face apte de a fi folosite ca materiale de constructie.

Pentru a putea aprecia însa rezistenta la coroziune a acestora în mediile si conditiile în care nu s-a obervat pasivare spontana, a fost necesara trasarea de curbe de polarizare anodica si catodica prin puncte, în conditii stationare, folosind trepte de potential de 30 mV/5 min. Intersectia pantelor Tafel ale acestor curbe a permis determinarea curentului de coroziune, i_{cor}, si a potentialului de coroziune, ε_{cor}. Pornind de la curentii de coroziune s-au calculat indicii de penetratie, p, ceea ce a permis situarea otelurilor testate în clasa de stabilitate corespunzatoare. Datele sunt prezentate în tabelul 5.

Valorile indicilor de penetratie prezentate în tabelul 5 situeaza otelurile V_2A si V_4A în

Parametrii de coroziune pentru conditii otelurile V_2A si V_4A nu au prezentat tendinta autopasivare
Corrosion parameters when V_2A and V_4A steel grades had no selfpassivisation tendency

Solutia	t, °C	V_2A			V_4A		
		ε_{cor}, V/ECS	i_{cor}, mA/cm²	p, mm/an	ε_{cor}, V/ECS	i_{cor}, mA/cm²	p, mm/an
A, pH = 1,5	75	-0,420	16,2	0,187	-0,400	4,[illegible]	[illegible]
B, pH = 1,25	20	-0,420	19,0	0,192	-0,380	16,0	0,165
	75	-0,480	45,0	0,470	-0,450	27,0	0,276

IV-a de stabilitate la coroziune a metalelor relativ stabile (p = 0,1 - 1,0 mm/an) pentru conditiile date în tabel.

Concluziile generale privind comportarea anodica a otelurilor inoxidabile V_2A si V_4A în medii

din industria celulozei si hârtiei sunt: ambele oteluri prezinta tendinta spre pasivare spontana în solutia A (bisulfit acid de amoniu) si solutia C (clorurata) la temperatura de 20^{0}C, în solutia A, la temperatura de 75^{0}C, si în solutia B (bioxid de sulf), la temperatura de 20 si 75^{0}C, cele doua tipuri de oteluri se încadreaza în grupa metalelor relativ stabile la coroziune.

BIBLIOGRAFIE

[1] **M.Constantinescu:** *Protectia anticorosiva a metalelor*, Ed.Tehnica, Bucuresti,1979

[2] **D.Constantinescu, D.S.Vasilescu,N.Ciocea:** *Stiinta Materialelor*,Ed.Didactica si Pedagogica,Bucuresti,1983

[3] **D.J.Ridecut,R.M.Hopkins,J.Molgaard:** *Pulp and Paper*, Canada,83,5,1982

[4]**J. O. M. Bpckris, A.K.N.Reddy:** *Modern Electrochemistry*,vol.2,London,1970.

[5] **J. Banas:** Electrochim.Acta 32,6,1987

[6] **M .G. Bigueroa, R.C.Salvarezza, A.J.Arivia:** Electrochim.Acta.31,6,1986

[7] **A .A. El. Miligy, D. Geana, W. J .Lorenz:** Electrochim.Acta.20,5,1975

[8] **T.Badea, M.Nicola: Metalurgia. 41,5,1989**

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN, GERMANIA, 1993, Nr. 4

- Optimizarea materialelor rezistente la abraziune, la solicitarile de abraziune - izbire exercitate de minereul de fier, p.127

- Congres 1992: tehnica sudurii VDEh (raport prezentat la Congresul de la Friedrichshafen, 30.IX.1992), p.135

- Cursul de schimb si comertul exterior al tarilor est-europene, p.141

- Perspective ale formarii profesionale în industria siderurgica, p.155

- Informatii tehnice si economice, p.156

STEEL TIMES, ANGLIA, 1992, Nr.4

- 40 de ani de elaborare a otelului în convertizor LD.Rolul Austriei în perfectionarea si implementarea acestui procedeu, p.146

- Rolul firmei Davy în elaborarea otelului în convertizorul cu oxigen, p. 150

- Evolutia convertizoarelor cu oxigen, p.152

- Controlul dinamic al afinarii în convertizoarele cu oxigen, p.155

- Otelul de constructii domina în activitatea de constructii, p.162

- Cele mai recente tehnologii aplicate la liniile de acoperire continua color, p.168

- Progrese în domeniul acoperirilor înregistrate la firma NKK, p.170

- Incalzirea prin inductie pentru producerea benzilor din otel recoapte si galvanizate, p.173

STEEL TIMES, ANGLIA, 1992,Nr.11

- Imbunatatirea performantelor cuptoarelor de reîncalzire la firma Rotherham Engineering Steels. Masuri pentru economisirea energiei, p.502

- Arzatoare cu emisii reduse de NO_x pentru industria otelului, p.510

- Metode moderne de masurare si modelare pentru instalatia de ardere, p.509

- Incalzirea prin inductie cu flux transversal a benzilor din otel, p.512

- Cerinte privind procedeele de afinare la turnarea sleburilor subtiri, p.516

- Cerinte privind procedeele de afinare la turnarea benzilor subtiri, p.520

- Turnarea continua în forma finita si aproape finita: progrese în turnarea sleburilor subtiri, p.524

- Tendinte actuale si de perspectiva privind elaborarea cocsului - raport asupra celui de-al doilea Congres international de elaborare a fontei, care a avut loc la Londra în perioada 28-30 septembrie 1992, p.526

UNELE PROPRIETATI ALE CATOZILOR DE CARBUNE FOLOSITI IN CELULELE DE FABRICARE A ALUMINIULUI

Dr. chim. Galasiu I., dr. chim. Rodica Galasiu Institutul de Chimie Fizica, Bucuresti

C. Z.: 669.713.7

Blocurile de carbune folosite drept catozi în cuvele industriale de fabricare a aluminiului joaca un rol deosebit de important pentru timpul de viata al celulei si pentru consumul de energie la obtinerea aluminiului. Aceste blocuri de carbune trebuie sa aiba o rezistenta electrica foarte mica, o rezistenta mare la penetrarea sodiului si a electrolitului, sa fie rezistente la socuri de temperatura si la abraziune etc. In continuare, se vor studia pe rând aceste proprietati si evolutia lor în timpul exploatarii celulelor industriale de electroliza a aluminiului.

Rezistivitatea electrica

Aceasta este **una din cele mai importante proprietati ale catozilor de carbune.** Deoarece pretul energiei a crescut foarte mult în ultimii ani, economisirea energiei în celulele industriale de fabricare a aluminiului a devenit un important subiect de studiu. Un mare numar de cercetatori încearca sa micsoreze caderile chimice de tensiune în toata celula. Aceste cercetari au dus la proiectarea unor celule cu geometrii noi si la utilizarea de materiale noi.

Cu privire la caderea chimica de tensiune în catod, daca se poate reduce aceasta, se pot economisi sume considerabile. Caderea de tensiune în catod este de obicei 350 - 400 mV pentru o celula noua si poate creste la 500 mV dupa doi-trei ani de exploatare. Aceasta cadere de tensiune reprezinta deci circa 10% din caderea totala de tensiune pe celula. Daca se poate micsora rezistenta catodului cu 10% (cu 40 mV de exemplu), descresterea consumului specific de energie va fi de 130 kWh/tona de aluminiu (pentru o celula care opereaza cu un randament de curent de 90%). Pentru o uzina cu o capacitate de 200000 t Al/an, reducerea costului energiei electrice prin aceasta operatie reprezinta o economie de 800000 dolari/an. Deci este foarte important sa se micsoreze caderea ohmica de tensiune în catod.

Caderea ohmica de tensiune în catod si evolutia ei în timpul exploatarii celulei este în principal suma a doi factori:

- rezistenta catodului; rezistivitatea electrica a carbunelui de obicei scade în timpul vietii celulei din cauza penetrarii sodiului si a grafitizarii dar, din cauza fisurilor care apar în catod, rezistenta electrica poate sa creasca, uneori foarte mult;
- rezistenta contactului între blocul catodic de carbune si barele conductoare de curent, care creste în timpul exploatarii celulei.

Studiul evolutiei caderii de tensiune în catod este foarte important, deoarece în celula rezistenta catodului nu este corelata cu rezistivitatea electrica a blocului carbonic masurata la temperatura camerei pentru un bloc nou [1]. Aceasta observatie nu este surprinzatoare. Rezistenta electrica a blocului catodic nu poate fi calculata din rezistivitatea electrica a unui bloc catodic nou, masurata la temperatura camerei, din urmatoarele motive:

- *Rezistivitatea electrica a carbonului descreste foarte mult cu temperatura. Cât de mare este aceasta descrestere pentru diferite tipuri de carbune?*
- *In celula, catodul este foarte repede impregnat cu sodiu metalic si cu electrolit. Cât de mult se schimba rezistenta electrica a catodului în timpul acestui fenomen?*
- *In sfârsit, în celula, blocul catodic este supus la o multime de tensiuni mecanice din cauza dilatarii termice si din cauza dilatarilor datorate penetrarii sodiului si a electrolitului. Din aceste cauze iau nastere multe crapaturi, iar rezistivitatea electrica creste la un nivel foarte înalt. Care este comportarea diferitelor blocuri catodice la aceste solicitari mecanice? Acest parametru depinde de calitatile mecanice ale blocului carbonic (rezistenta la fisurare, la întindere, la compresiune, la înconvoiere, elasticitatea etc.) si, de asemenea, de rezistenta sa la penetrarea sodiului si a electrolitului.*

Pentru a urmari variatia rezistivitatii electrice a materialului carbonic, Michel [1] a luat probe de carbuni din diferite celule de electroliza în functie de timpul lor de operare si a masurat rezistivitatea acestor probe la temperatura camerei. Blocurile catodice au fost preparate prin extrudare din antracit calcinat electric, iar masuratorile au fost facute în directie perpendiculara ($\perp$) sau paralela ($//$) cu directia de

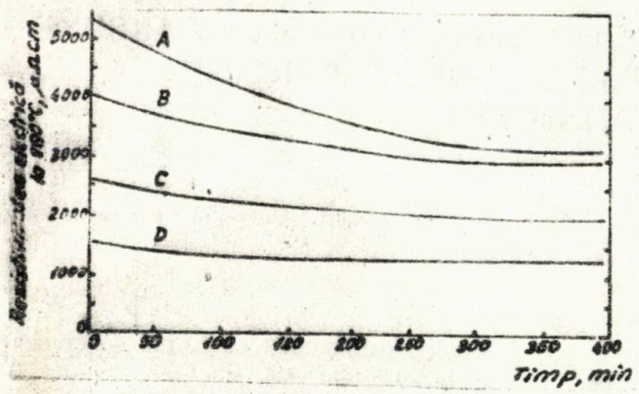


Fig. 1

Variatia rezistivitatii electrice a catozilor preparati din antracit calcinat electric în functie de timpul de utilizare în celule pentru fabricarea aluminiului: +) perpendicular pe directia de extrudare; x) paralel cu directie de extrudare .

Electric resistivity variation of electric baked anthracite cathodes with their operation time in aluminium production cells: +) perpendicular to extrusion direction; x) parallel to extrusion direction

extrudare. Rezultatele se vad în figura 1. Se observa o puternica scadere a rezistivitatii electrice în timpul primelor trei luni de electroliza; dupa aceasta perioada, rezistivitatea continua sa descreasca, dar mai lent. Anizotropia rezistivitatii electrice descreste foarte rapid si dupa trei luni de exploatare nu mai exista anizotropie.

Descresterea rezistivitatii electrice în timpul vietii celulei este un fenomen binecunoscut [2]-[4]. Ea este corelata cu grafitizarea carbonului data de penetrarea sodiului [5],[6]. Grafitizarea poate fi demonstrata prin observatii microscopice sau prin evolutia distantei dintre planurile 002 si prin intensitatea picului. Totusi, grafitizarea devine semnificativa doar dupa un an de exploatare, asa cum se vede în tabelul 1. Dupa datele din tabelul 1, rapida descrestere a rezistivitatii electrice în timpul primelor luni de operare nu poate fi atribuita procesului de grafitizare a antracitului. Acest fapt este confirmat de nivelul rezistivitatii electrice si de distanta interplanara 002 masurata pentru un produs care contine grafit, asa cum se vede în tabelul 2.

Tabelul 1

Evolutia grafitizarii unui catod din antracit în timpul electrolizei într-o celula industriala [1]
Graphitisation variation for an anthracite cathode during electrolysis in a production cell

	Catod nou	1 an	2,7 ani	Grafit
d_{002} (Å)	3,336	3,363	3,357	3,354
Indicele de grafitizare	0,86	0,89	0,97	1,0
(002) Intensitatea, %	7	17	42	100

Tabelul 2

Comparatie între parametrii celor doua tipuri de catozi de carbune
Comparison between the parameters of the two coal cathodes

		Catod nou	Catod dupa un an de exploatare
d_{002}(Å)		3,362	3,363
(002) Intensitatea, %		22	17
Rezistivitatea electrica, $\mu\Omega$ cm, la:	20°C	5140	3650
	980°C	3960	2950

Dupa un an de operare, un catod preparat din 100% antracit este la fel de grafitizat ca un bloc nou care contine 25% grafit, dar rezistivitatea sa electrica este mult mai mica decât cea a blocului care contine grafit.

In timpul vietii celulei, descresterea rezistivitatii electrice are loc în doua etape:

- la început, are loc o foarte rapida descrestere a rezistivitatii în timpul primelor luni de exploatare; fenomenul nu se datoreaza grafitizarii;
- dupa un an de operare, grafitizarea carbonului devine semnificativa, iar rezistivitatea electrica continua sa scada, dar cu o viteza mai mica.

Dupa trei ani de operare, catodul obtinut din 100% antracit este bine grafitizat, iar rezistivitatea electrica este stabilizata la o valoare mica (fig.1). Dupa **Haupin** [2], prin grafitizare în celula catodul preparat din antracit devine similar cu cel preparat cu 30% grafit.

Michel [1],[7] a masurat în laborator rezistivitatea electrica a unor catozi de carbune preparati industrial din diverse materii prime.

Au fost testate patru feluri de catozi (tab. 3). Toate tipurile au fost luate din productia industriala

Tabelul 3

Proprietatile celor patru tipuri de carbuni testati în laborator
The properties of the four lab tested coal qualities

Produsul	Rezistivitatea electrica, $\mu\Omega$ cm Directie (//)	Expansiunea datorita sodiului, %	Densitatea aparenta, g/cm^3	Porozitatea, %
A	5500	0,65	1,57	15,0
B	3810	0,60	1,59	17,0
C	2650	0,56	1,61	17,0
D	1600	0,35	1,66	20,0

si au fost obtinute prin extrudare. Carbunii au urmatoarele compozitii (rezistivitatea electrica a fost masurata în directie paralela (//) cu directia de extrudare):

A : preparati din 100% antracit calcinat electric
B : preparati din 75% antracit si 25% grafit
C : preparati din 50% antracit si 50% grafit
D : preparati din 100% grafit

Pentru început Michel [1] a masurat rezistivitatea electrica a carbunilor încalziti la 980°C, fara electroliza si a gasit ca aceasta rezistivitate nu se modifica în timp. Evolutia rezistivitatii electrice a carbunilor în timpul electrolizei este aratata în figura 2 si tabelul 4. Din aceste masuratori rezulta ca rezistivitatea electrica masurata la 980°C dupa electroliza nu este corelata cu rezistivitatea electrica masurata înainte de electroliza la 20°C. Dupa electroliza rezistivitatea electrica a retetelor A si B este aproximativ la fel; diferenta devine semnificativa pentru carbunii care contin un procentaj mai mare de grafit (C si D).

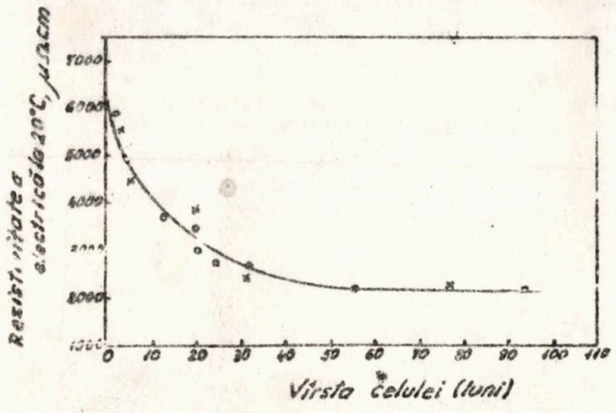


Fig. 2

Evolutia rezistivitatii electrice a carbunilor cu timpul de electroliza, masurata pe directie perpendiculara (⊥) pe directia de extrudare

Coal electric resistivity depending on electrolysis time; measurements made perpendicularly on extrusion direction

Conform rezultatelor din tabelul 4, adaugarea de grafit în carbuni micsoreaza rezistivitatea electrica a acestora la 20°C înainte de electroliza, dar nu o micsoreaza pe cea dupa electroliza. Pentru explicarea acestui fenomen, trebuie tinut seama de lucrarile lui **Belitskus** [8], care a aratat ca dupa calcinare, carbunele rezultat din smoala nu face un contact electric bun cu granulele de antracit. Când are loc dilatarea carbunelui datorita penetratiei sodiului, contactele între granulele de antracit se îmbunatatesc; ca o consecinta, rezistivitatea electrica descreste. Un carbune care contine aceeasi calitate de antracit, dar si grafit, are o expansiune mai mica datorita penetratiei sodiului [9]; în acest caz, contactul între granule în timpul electrolizei nu se va îmbunatati în aceeasi masura ca în cazul antracitului. Alta explicatie este cea data de **Sorlie** si **Oye** [10] : penetrarea sodiului este mai usoara în catozii preparati numai din antracit decât în cei care contin grafit. Deci, se poate crede ca

Tabelul 4

Rezistivitatea electrica a carbunilor înainte si dupa electroliza [1]
Coal electric resistivity before and after electrolysis

Reteta	Directia	Rezistivitatea electrica, mΩ cm			
		Inainte de electroliza		Dupa electroliza	
		20°C	980°C	20°C	980°C
A	//	5530	3500	3740	2200
	⊥	7540	5300	5060	3130
B	//	3810	2580	4110	2200
	⊥	5140	3960	5040	2970
C	//	2650	1930	2200	1490
	⊥	3600	2520	3300	2000
D	//	1600	1200	1370	1040
	⊥	2150	1550	1800	1290

în carbunele preparat din antracit un numar mai mare de granule este afectat de penetrarea sodiului; aceste particule cu continut de sodiu au probabil o rezistenta electrica mai mica.

Evolutia caderii de tensiune în catod depinde în principal de doi parametri:

- contactul electric între blocul catodic de carbune si barele conductoare de curent,
- rezistenta electrica a blocului.

Contactul electric între carbon si bara colectoare de curent este responsabil de o cadere ohmica de tensiune de 70 - 100 mV. In timp, un strat subtire de electrolit cu NaF solidificat tinde sa se depuna între bara colectoare de curent si carbon. Acest contact poate fi de asemenea afectat de conditiile de încastrare, de contactul dintre bara si carbon si de viteza de penetratie a electrolitului.

Dupa primele luni de utilizare în celula, blocurile catodice din antracit cu 30% grafit, sau numai din antracit, au aceeasi rezistivitate. Dupa aceasta perioada, evolutia rezistivitatii blocurilor catodice depinde de existenta crapaturilor în carbune.

Teoretic, densitatea de curent în catodul de carbune trebuie sa fie mai mica decât în anod. Practic, însa, ea poate sa fie cu mult mai mare. Cresterea densitatii de curent poate sa se datoreasca namolului de sub stratul de aluminiu topit sau altor substante neconductoare de pe suprafata catodului (namolul este un electrolit bogat în alumina, care, din cauza densitatii mai mari, cade sub baia de metal topit). Trecerea curentului electric de la stratul de metal topit la barele conductoare de curent, în mod normal,

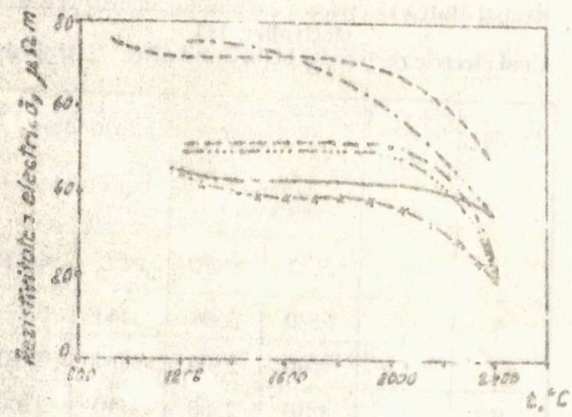


Fig. 3

Efectul temperaturii de calcinare asupra rezistivitatii electrice pentru diferite sorturi de carbuni:
- - - - - - - - - -antracit + cocs metalurgic; -.-.-.-.-.-.-.-cocs metalurgic;- - - - - - - - - - cocs grafitat; -...-...-...-... cocs premium; -----antracit; -x-x-x-x-x-cocs de smoala
Baking temperature influence on electric resistivity for various coal types:
- - - - - - - - - -anthracite + metallurgical coke;-.-.-.-.-.-.-metallurgical coke; - - - - - - - - - graphitised coke; -...-...-...premium coke; ------- anthracite; -x-x-x-x-x-pitch coke

nu are o distributie uniforma. In mod frecvent se observa directii preferentiale de curgere a curentului. Din nefericire, în timpul exploatarii celulei, blocurile catodice sufera crapaturi care contribuie la distributia neuniforma a curentului prin catod [2].

Rezistivitatea electrica pentru diferite sorturi de carbune se modifica în functie de regimul termic de calcinare a lor. Unele rezultate date de Wilkening [3] se vad în figura 3. Rezistivitatea electrica a antracitului, unul din cei mai importanti componenti ai blocurilor catodice, ramâne destul de mare chiar la temperaturi de calcinare de 2000°C. Este interesant de remarcat faptul ca rezistenta catodului la atacul sodiului obtinuta prin acest tratament termic se îmbunatateste mult mai mult [2],[9].

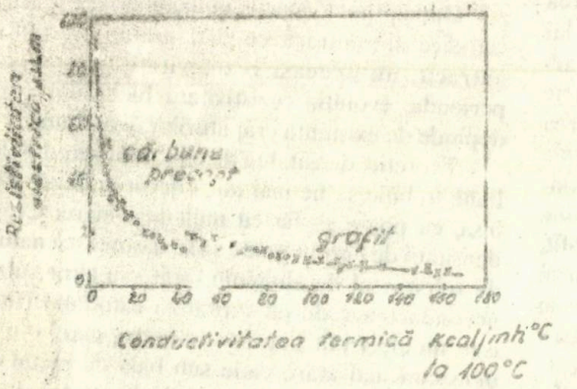


Fig. 4

Relatia dintre rezistivitatea electrica si conductibilitatea termica pentru carbuni precopti si carbuni grafitati
Electric resistivity against thermal conductivity for prebaked coal and graphitised coal

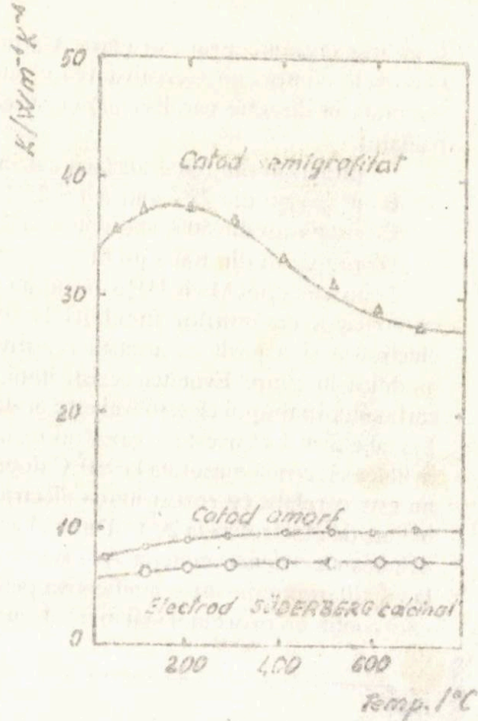


Fig. 5

Conductibilitatea termica a unor carbuni precopti
Thermal conductivity of certain prebaked coal qualities

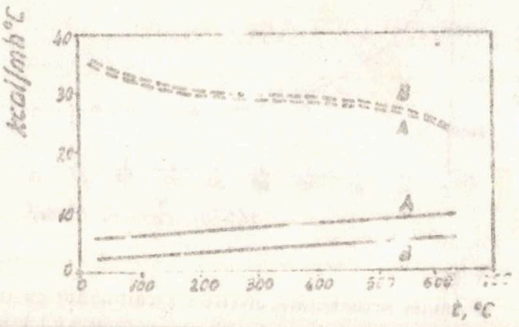


Fig. 6

Variatia conductibilitatii termice cu temperatura pentru doua tipuri de catozi de carbune, înainte si dupa folosirea lor în electroliza:------- ----înainte de utilizare; - - - - - electroliza
Thermal conductivity variation with temperature for two types of coal cathodes, before and after their use in electrolysis:------ before use; - - - - after use

Conductibilitatea termica

Intre rezistivitatea electrica a catozilor de carbune si conductibilitatea lor termica exista o relatie de proportionalitate, asa cum se observa în figura 4 pentru doua tipuri de carbuni: carbuni precopti si carbuni grafitizati [3]; se vede ca cele doua curbe nu sunt în prelungire.

Sorlie si Øye [11] au masurat conductibilitatea termica pentru diferite tipuri de carbuni, iar rezultatele se vad în figura 5. Rezulta ca grafitul are conductibilitatea termica cea mai buna.

Conductibilitatea termica creste considerabil în timpul functionarii celulei [3], asa cum se vede în figura 6, pentru doua tipuri de catozi de carbune. O

crestere atât de mare a conductibilitatii termice a carburilor se datoreste în mod evident grafitizarii lor în timpul electrolizei. Crapaturile din blocul catodic nu micsoreaza mult conductibilitatea termica, deoarece toate crapaturile si toti porii sunt umpluti cu electrolit topit, iar acesta formeaza punti de legatura între peretii crapaturilor.

Un catod de carbune cu o buna conductibilitate termica va avea un gradient mic de temperatura între partea superioara si cea inferioara si o temperatura ridicata daca exista o izolatie termica buna sub catodul de carbune, care sa stopeze fluxul de caldura. Este posibil ca, in aceste circumstante, componentii electrolitului cu punct de topire scazut sau amestecurile eutectice sa nu se solidifice în interiorul blocului si sa treaca prin el cu o viteza relativ mare. Astfel, catozii de carbune cu asemenea structuri nu vor reprezenta o bariera impermeabila pentru constituentii topiturii. Pentru componentii lichizi si gazosi ai topiturii este usor sa penetreze blocurile catodice de carbune si sa cristalizeze sau sa condenseze în materialul izolator dincolo de o anumita zona de temperatura. In aceasta zona de solidificare se formeaza un strat dens si aproape impermeabil.

Rezistenta la abraziune si eroziune

Când celulele de fabricare a aluminiului au fost echipate cu catozi rezistenti la atacul sodiului obtinuti din grafit artificial, dupa un timp de electroliza catozii aveau o multime de gauri pe suprafata [12]-[15]. Gaurile au fost atribuite actiunii erozive a miscarilor circulare ale metalului topit. Se observa de asemenea gauri putin adânci si în cazul catozilor normali, preparati din antracit. Este binecunoscut faptul ca, din cauza câmpului magnetic intens din celulele de electroliza, baia de metal topit executa miscari circulare, iar alumina care cade sub metal ramâne pe suprafata carbonului. In felul acesta se creeaza o actiune abraziva. Aceasta abraziune mecanica se combina cu o eroziune chimica, cum este formarea carburii de aluminiu sau atacul sodiului [14],[15].

Daca aluminiul este tinut în contact cu carbonul sau grafitul, se formeaza un strat de suprafata din carbura de aluminiu. In principiu, formarea stratului de carbura nu poate fi evitata, dar grosimea si aderenta acestui strat difera de la un sort de carbon la altul. Din aceasta cauza, grafitul pur nu este un material bun, deoarece are o puternica tendinta de a reactiona cu aluminiul, iar carbura formata este slab aderenta la suprafata grafitului. Acest mecanism poate contribui la exfolierea si macinarea suprafetei superioare a carbunelui.

Pentru a preveni eroziunea blocului catodic, acesta trebuie sa contina o anumita proportie de antracit, care este un material cu o mare rezistenta la abraziune, în ciuda faptului ca acest material va fi de asemenea grafitat în timpul electrolizei în celula.

Wilkening si **Busse** [3] au efectuat o serie de masuratori privind rezistenta la abraziune pentru diferite tipuri de carburi. Ei au gasit ca rezistenta la abraziune a catozilor preparati cu antracit calcinat în cuptor cu gaz este de patru ori mai mare decât cea a catozilor preparati cu antracit calcinat electric.

Antracitul se calcineaza în cuptor cu gaz la temperaturi de 1250 - 1290^0 C, iar produsul obtinut este foarte omogen. Calcinarea în cuptor electric are loc la 1200 - 2000^0 C în functie de pozitia din cuptor. Se obtine un produs mai eterogen decât în primul caz, dar care are o rezistivitate electrica mai mica [17]. Totusi, pentru prepararea catozilor se prefera antracitul calcinat în cuptor cu gaz, deoarece este mai rezistent la penetrarea sodiului, iar rezistivitatea electrica nu este mai mare decât a celor preparati cu antracit calcinat electric.

Rezistenta la încovoiere si la soc termic

Blocurile catodice trebuie sa reziste la socuri termice si la solicitari mecanice. In domeniul materialelor refractare si al produselor carbunoase, care sunt utilizate la temperaturi ridicate, este un lucru obisnuit sa se calculeze rezistenta acestora la socuri de temperatura prin urmatoarea formula:

$$G = \frac{\lambda \sigma}{\alpha E} \qquad (1)$$

unde:

λ este conductibilitatea termica, W/mK;

α - coeficientul de dilatare termica, 1/K;

σ - rezistenta la încovoiere, N/mm^2;

E - modulul de elasticitate al lui Young, N/mm^2.

Indicele de rezistenta la soc termic G poate fi separat în doi termeni. Termenul λ/α arata marimea stresului generat în blocul catodic. Este usor de înteles ca fortele cauzate de un flux termic brusc sunt cu atât mai reduse cu cât conductibilitatea termica λ este mai mare, iar coeficientul de dilatare α este mai mic.

Termenul σ/E caracterizeaza capacitatea carbunelui de a absorbi socuri termice. Un modul de elasticitate al lui Young, E, de valoare mica, permite o mare deformabilitate fara fracturare. O buna rezistenta la înconvoiere, σ, înseamna rezistenta mare la fracturare. Cu cât G este mai mare, cu atât rezistenta la socuri de temperatura este mai mare. Ca regula generala, pentru marirea rezistentei la socuri de temperatura, în amestecul pentru prepararea blocurilor catodice se adauga grafit. Acesta mareste λ si micsoreaza α si E. Indicele G trebuie sa fie mai mare de $2 \cdot 10^3$ W/m.

Utilizarea unor carburi cu o rezistenta cât mai mare la socuri de temperatura este necesara în special din cauza contactului blocului catodic cu barele conductoare de curent, care sunt din fier si care preiau o cantitate mare de caldura. Din cauza aceasta, carbunele este supus la o compresiune în regiunea calda si la o întindere în regiunea rece. Primul stres

major în catodul de carbune are loc atunci când se produce preîncalzirea celulei pentru pornirea ei. **Teoria stresului termic în corpurile elastice** a fost dezvoltata de **Timoshenko** si **Goodier** [18]. Nu exista stres într-un bloc cu o diferenta de temperatura între partea lui superioara si cea inferioara, daca gradientul de temperatura este constant. Când temperatura variaza nelinear în interiorul blocului apare un stres. **Stresurile** induse de toate aceste efecte în catozi si în barele conductoare de curent au fost calculate de **Larsen** si **Sorlie** [19], care au facut recomandari pentru proiectarea cuvelor de electroliza, în functie de proprietatile catozilor. Aparitia unor mari schimbari în gradientul de temperatura poate duce la distrugerea catodului.

Pentru a preveni aceasta, trebuie aplicata o preîncalzire lenta si uniforma a blocurilor catodice, înainte de pornire. Încalzirea brusca este periculoasa. In timpul exploatarii normale, este de asteptat ca socurile termice sa fie mult mai mici, dar indicele G de rezistenta la socuri de temperatura are o importanta mare, pentru timpul total de viata al celulei.

Penetratia sodiului în catodul de carbune

Sodiul are o mare influenta asupra timpului de viata al catozilor cuvelor de fabricare a aluminiului. Dupa pornirea celulei, sodiul descarcat electrolitic la catod migreaza în câteva saptamâni, ca un val aproape omogen în interiorul catodului. In acest fel, el creeaza o remarcabila expansiune si, deci, un stres mecanic în plus fata de cel rezultat din expansiunea termica. Exact tipurile de catozi de carbune care au valori ridicate ale expansiunii datorita patrunderii sodiului au si o redusa rezistenta la socuri de temperatura. Ambele efecte se combina cu rezultate practice deosebit de negative. Dupa saturarea cu sodiu, au loc înca doua reactii, dar cu viteza mult mai mica. Acestea sunt asa-numita "grafitizare catalitica", mai pronuntata la catozi din antracit si solidificarea sarurilor de sodiu, urmate de asemenea de o crestere a volumului catodului.

In conditiile de electroliza din celulele de fabricare a aluminiului, sodiul se poate depune electrolitic sau în urma reactiei:

$$Al + 3\,NaF = 3\,Na + AlF_3 \quad (2)$$

Din aceasta reactie se poate vedea care este influenta raportului criolitic al baii: la un exces de AlF_3 (raport criolitic mic) scade cantitatea de sodiu din catod.

Dilatarea catodului este, de asemenea, rezultatul depozitelor cristaline din masa de carbune. Grosimea acestor depozite este 10-20 cm, iar analizele chimice indica drept component principal NaF. Se observa de asemenea un strat abundent, galben, de Al_4C_3 care se formeaza în urma reactiei:

$$4Na_3AlF_6 + 12Na_{intercalat} + 3C = Al_4C_3 + 24\,NaF \quad (3)$$

Carbonul impregnat cu sodiu este rapid umectat cu electrolit lichid; cu cât sunt mai multe crapaturi în masa de carbune, cu atât mai usoara este penetrarea electrolitului si reactiile care urmeaza. Aceasta explica de ce este atât de important sa se evite fisurarea catodului in timpul preîncalzirii si în timpul primelor saptamâni de viata ale celulei.

Dizolvarea catodica a carbonului în criolit topit

Este binecunoscut faptul ca peretii cuvelor industriale de fabricare a aluminiului sunt acoperiti si cu o crusta de electrolit solidificat, pentru a evita formarea carburii de aluminiu, solubila în topitura [20]-[22]. **Taylor** [21] a gasit o viteza de coroziune de 1,3 mm/zi pentru portiunile neprotejate, în cuvele industriale de fabricare a aluminiului. **Ødegard** si colaboratorii [22] au ajuns la concluzia ca $Al_3CF_8^{-3}$ este specia dominanta cu continut de carbon în electrolit, conform echilibrului:

$$Al_4C_3 + 5\,AlF_3 + 9\,NaF = 3\,Na_3Al_3CF_8 \quad (4)$$

Solubilitatea carburii de aluminiu are o valoare maxima la un raport criolitic de 1,3. De asemenea s-a demonstrat o depunere anodica de carbon, conform reactiei:

$$Na_3Al_3CF_8 + NaF = C + 3AlF_3 + 4Na^+ + 4e^- \quad (5)$$

Gudbrandsen, Sterten si **Ødegard** [23] au fost primii care au studiat experimental reactia de dizolvare catodica a carbonului, desi s-a presupus mai înainte [24] ca este una dintre cele câteva reactii care pot avea loc în crapaturile catozilor de carbune, în celulele industriale de fabricare a aluminiului.

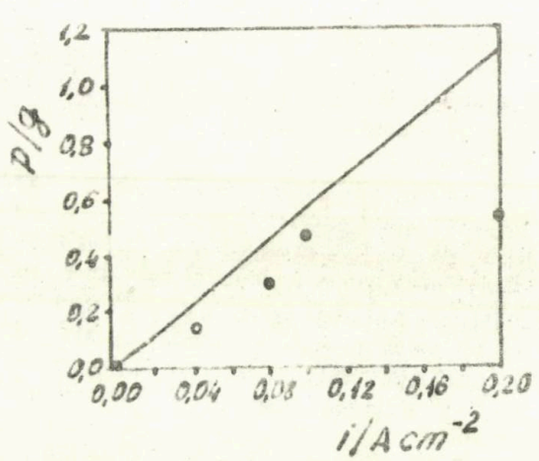


Fig. 7

Consumul de carbon (P) în functie de densitatea totala de curent catodic; linia dreapta - pierderea teoretica de greutate; raport criolitic = 1,8; t = 940°C

Carbon consumption (P) depending on total cathode current density; straight line - theoretical weight loss; cryolitic ratio = 1,8; t = 940°C

Este important sa se cunoasca echilibrul care exista între $Na_3Al_3CF_8$ si metalele dizolvate (Na, $NaAlF_2$) si particulele de carbon dispersat în electrolit:

$$C + 4Na + AlF_3 = Na_3Al_3CF_8 + NaF \quad (6)$$

Figura 7 arata relatia care exista între consumul de carbon si densitatea catodica de curent. Linia dreapta corespunde consumului teoretic Faraday, dupa urmatoarea reactie:

$$C + 3AlF_3 + 4Na^+ + 4e^- = Na_3Al_3CF_8 + NaF \quad (7)$$

Totusi, nu se poate astepta un randament de curent de 100%, deoarece sunt posibile reactii paralele ca:

$$Na^+ + e^- = Na \quad (8)$$

$$AlF_3 + 2Na^+ + 2e^- = NaAlF_2 + NaF \quad (9)$$

si, de asemenea, reducerea unor impuritati ca Fe^{3+} ; Ti^{3+} etc.

Rezultatele din figura 7 arata clar ca viteza dizolvarii catodice a carbonului creste o data cu cresterea densitatii catodice de curent, pâna la obtinerea unei stari stationare [23]. Curentul partial pentru dizolvarea carbonului dupa ecuatia (7) a fost calculat [illegible] pierderea de greutate si a fost reprezentat în [illegible] de densitatea totala de curent în figura 8 [23]. Din figura 8 se vede ca exista un curent limita pentru dizolvarea carbonului. Randamentul de curent pentru dizolvarea carbonului dupa ecuatia (7) este de aproximativ 80% la o densitate de curent limita de 0,09 A/cm^2. La un curent mai mare, randamentul de curent pentru reactia de dizolvare a carbonului scade. La 940^0C, depunerea catodica a aluminiului are loc la un potential cu 125 mV mai scazut decât potentialul de dizolvare a carbonului [22]. Aceasta înseamna ca nu este posibila depunerea aluminiului decât la densitati de curent mai mari decât densitatea limita de curent pentru dizolvarea carbonului (fig.8).

Este binecunoscut faptul ca parti din crusta de electrolit solidificat care acopera peretii cuvei se topesc din timp în timp, astfel încât catodul de carbune este expus la actiunea electrolitului topit. Aceasta înseamna ca suprafata carbunelui neprotejata de crusta de electrolit solidificat va fi polarizata catodic la o densitate de curent mai mare decât curentul limita pentru dizolvarea carbonului, pe el depunându-se si aluminiu. Deci, carbonul se va dizolva cu viteza maxima data de densitatea limita de curent pentru dizolvarea catodica a carbonului. In aceste conditii , viteza de dizolvare a carbonului este de aproximativ 1,2 cm/saptamâna, viteza masurata în conditii de laborator [23]. Aceasta valoare este în buna concordanta cu rezultatele gasite de **Taylor** [21] într-o celula industriala, 1,3 mm/zi în perioada când catodul nu a fost protejat.

S-a presupus ca un film de electrolit lichid separa metalul de catodul de carbune [25]. Daca catodul de carbune este expus direct actiunii aluminiului lichid si a electrolitului, aluminiul reactioneaza cu carbonul formând Al_4C_3, care se dizolva în topitura [26]:

$$4Al + 3C = Al_4C_3 \quad (10)$$

Formarea Al_4C_3 dupa reactia (10) este o reactie redox care are loc în doua etape:

$$4Al = 4Al^{3+} + 12e^- \quad (11)$$

$$3C + 12e^- = 3C^{4-} \quad (12)$$

Rezulta ca formarea Al_4C_3 prin reactia directa dintre carbon si aluminiu corespunde, de asemenea, unei dizolvari catodice a carbonului.

Blocul catodic de carbune poate uneori sa fie acoperit partial de un namol format din electrolit foarte bogat în alumina [27]. Este de asteptat ca o fractiune din curent va trece prin namol, în special daca acesta acopera o mare parte din suprafata catodului. Deoarece curentul este transportat prin namol de catre ioni, înseamna ca vor avea loc reactii electrochimice atât la interfata metal/namol, cât si la interfata namol/carbon. Este posibil ca o parte din curentul care va trece prin namol sa contribuie la dizolvarea catodica a carbonului, rezultând Al_4C_3 dizolvat în stratul de namol. Carbura de aluminiu formata se va oxida la interfata namol/metal, unde metalul, de fapt, serveste drept anod.

Solubilitatea maxima a Al_4C_3 în aluminiu este de aproximativ 250 ppm la 970^0C si descreste la 10 ppm la 670^0 C [28]. In literatura de specialitate se gasesc putine informatii cu privire la solubilitatea carbonului sau a carburii de aluminiu în baia de aluminiu topit din celulele industriale de electroliza. Alti autori [29] dau valori ale cantitatii de Al_4C_3 dizolvate în aluminiul topit din cuvele industriale cuprinse între 10 si 50 ppm, departe de concentratia maxima. Din aceste date de solubilitate, autorii [28] au calculat viteza de coroziune a catodului de carbune în contact cu aluminiul metalic, datorita formarii de Al_4C_3, si au gasit valori cuprinse între 0,5 si 1,5 cm/an, în acord cu valorile gasite experimental [29] : 0,5 - 1,0 cm/an.

Formarea si transferul Al_4C_3 de la blocul catodic prin metal în electrolit reprezinta o pierdere de randament de curent. **Gudbradsen** si colaboratorii [23]

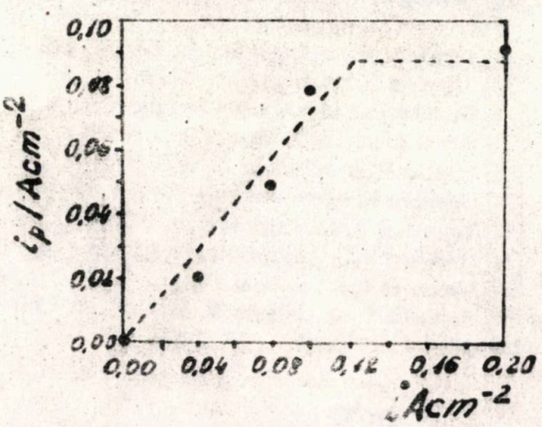


Fig. 8

Densitatea partiala de curent (i_p) calculata din ecuatia (7) de dizolvare a carbonului în functie de densitarea totala de curent: linia orizontala - densitatea limita de curent, raport criolitic = 1,8; t = 940^0C

Partial current density (i_p) calculated from equation no. 7 during carbon dissolution: [illegible] current limit density, cryolitic ratio

au gasit urmatoarea relatie între scaderea randamentului de curent (S) si viteza de coroziune v (cm/an) a blocului catodic:

$$S = 0{,}22v \quad (13)$$

Scaderea estimata a randamentului de curent datorita formarii de Al_4C_3 este de 0,1 - 0,4 % pe toata durata de operare a celulei.

După cum se stie, electrolitul cuvelor industriale de fabricare a aluminiului executa miscari continue, cu viteza destul de mare.

Particulele de carbon (spuma de carbune) aflate în electrolit pot veni în contact cu suprafata metalului, dând Al_4C_3. De asemenea, metalul dispersat în electrolit reactioneaza cu particulele de carbune, dând Al_4C_3. Este însa greu de estimat care va fi scaderea randamentului de curent datorita acestor reactii.

Concluzii

In cele de mai sus, au fost discutate problemele privind principalele proprietati ale blocurilor catodice din celulele industriale de fabricare a aluminiului. Clarificarea acestor proprietati deschide trei cai pentru prepararea catozilor de carbune.

Prima cale consta în utilizarea materiilor prime calcinate în cuptoare cu gaz, cu aditie de grafit granular. Pentru acest tip de bloc catodic sunt necesare cantitati mari de grafit pentru a reduce expansiunea datorita penetratiei sodiului. In felul acesta se pot obtine materiale cu conductibilitate termica si electrica mare. In acelasi timp, indicele de rezistenta la soc termic are valori excelente. In mod normal, se foloseste antracit calcinat, foarte dur, acesta garantând obtinerea unei foarte bune rezistente la abraziune. Aceasta metoda de obtinere a blocurilor catodice ofera în mod normal flexibilitate si o mare variabilitate a proprietatilor.

A doua cale presupune folosirea drept materie prima a unor carbuni calcinati la temperatura ridicata. Temperatura medie de calcinare trebuie sa depaseasca 1500^0C, de obicei în calcinatoare electrice.

Antracitul este materialul carbonic preferat pentru aceasta utilizare [8].

De asemenea, s-a aratat ca se pot folosi si alte tipuri de carbuni, cum sunt cocsul de petrol sau cocsul metalurgic. Desigur, proprietatile blocului catodic depind de temperatura de calcinare. O trasatura caracteristica a blocurilor catodice obtinute din astfel de materii prime este o remarcabila rezistenta la atacul sodiului, în timp ce alte importante proprietati sunt suficient de bune.

A treia cale pentru îmbunatatirea proprietatilor blocurilor catodice este calcinarea acestora la temperatura ridicata, sau o calcinare suplimentara la temperatura ridicata.

Primul din aceste procedee prezinta mari avantaje fata de celelalte doua. Compozitia catozilor poate sa fie foarte variata: diferite combinatii de antracit, cocs metalurgic, cocs de petrol si grafit pot fi utilizate. Un neajuns al tratamentului termic la temperatura înalta a blocurilor catodice este lipsa unor cuptoare de coacere care sa functioneze la temperaturi mai mari de 1800^0C. De fapt, înca este greu sa se aleaga între calitatea blocurilor catodice si costul lor.

Rezultatele arata ca exista înca un vast câmp de experimente pentru îmbunatatirea calitatii blocurilor catodice atât prin tratamentul termic al blocurilor catodice, cât si prin alegerea adecvata a materiilor prime.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Michel C.J.** Light Metals, 1985, p.989
[2] **Haupin W.E.** Light Metals, 1975, p. 339
[3] **Wilkening S. si Busse C.** Light Metals, 1981, p.653
[4] **Bacchiega R. si Letizia I.** Light Metals, 1974, p. 97
[5] **Waddington J.** *Extract. Metall. of Aluminium*, vol 2, Interscience Publishers, New York, 1963, p. 435
[6] **Dell M.B.** *Extract. Metall. of Aluminium*, vol 2, Interscience Publishers, New York, 1963, p. 403
[7] **Dumas D. si Michel C.J.** Light Metals, 1983, p. 1189
[8] **Belitskus D.** Light Metals, 1976, p.411
[9] **Galasiu I. si Galasiu R.** Revista de Chimie, Bucuresti (sub tipar)
[10] **Sorlie M. si Øye H.** Light Metals, 1984, p. 1059
[11] **Sorlie M. si Øye H.** Light Metals, 1989, p. 625
[12] **Dell M.B.** Journal of Metals, 1967, p. 14
[13] **Bullough V.L.** s.a. Electrochem.Technol., 5, 1967, p. 182
[14] **Brow J.A. si Hollingshead W.** Light Metals, 1968, p. 14
[15] **Dell M.B.** s.a. Light Metals, 1968, p. 21
[16] **Slavin V.V.** Tsvetnye Metally, 1979, p. 50
[17] **Franke A.J. si Fischer W.K.** Light Metals, 1989, p. 615
[18] **Timoshenko S. si Goodier J.N.** *Theory of Elasticity*, Mc Graw Hill, New York, 1951
[19] **Larsen B. si Sorlie M.** Light Metals, 1989, p. 641
[20] **Dewing E.W.** Trans Met. Soc. AIME, 245, 1969, p.2181
[21] **Taylor M.P.** s.a. Light Metals, 1983, p. 437
[22] **Ødegard R.** s.a. Light Metals, 1987, p. 295
[23] **Gudbradsen H.** s.a. Light Metals, 1992, p. 521
[24] **Keller J.** s.a. Light Metals, 1988, p. 629
[25] **Haupin W.E.** J.Metals, 23, 1971, p. 41
[26] **Ødegard R.** Aluminium, 64, 1988, p. 84
[27] **Thonstad J.** s.a. Light Metals, 1980, p.227
[28] **Dorward R.C.** Aluminium, 49, 1973, p. 686
[29] **Simensen C.J.** s.a. Anal. Chem., 292, 1978, p. 267
[30] **Galasiu I. si Galasiu R.** Revista de Chimie, Bucuresti, (sub tipar)

AL_4C_3

970^0C

RECUPERAREA SI UTILIZAREA ECONOMICA A SUBPRODUSELOR INDUSTRIEI SIDERURGICE (I)*

Lector drd. ec. I. Stegaroiu - Universitatea Târgoviste

Sing. C. Neagu, ing. L. Iorga - C.O.S. Târgoviste

C. Z. :669.054.8

Recuperarea si utilizarea economica a subproduselor industriei siderurgice fac parte din multiplele probleme care trebuie avute în vedere în alegerea variantelor optime de restructurare a acestei industrii.

Recuperarea si utilizarea economica a subproduselor industriei siderurgice sunt cu atât mai stringente cu cât se au în vedere caracterul limitat al resurselor naturale atrase în procesele specifice siderurgiei si costul ridicat al acestora. Acestea constituie o cale importanta atât pentru recuperarea într-o proportie mai mare a costurilor de productie , cât si pentru obtinerea de profituri ridicate.

Articolul îsi propune o incursiune în aceasta problematica, foarte vasta si complexa, dar în permanenta actualitate.

Materialul va fi structurat în patru parti si anume.

Aspecte generale. Definirea si clasificarea *subproduselor si resurselor energetice secundare în industria siderurgica.*

Tendinte principale în domeniul recuperarii si utilizarii subproduselor *în industria siderurgica.*

Tendinte principale *în recuperarea* **resurselor energetice secundare** *în industria siderurgica.*

Consecintele tendintelor tehnologice si economice *asupra recuperarii si utilizarii subproduselor si recuperarii resurselor energetice secundare în industria siderurgica.*

Aspecte generale. Definirea si clasificarea *subproduselor si resurselor energetice secundare în industria siderurgica*

Evolutia productiei mondiale de otel brut se prezinta astfel:

Anul	1965	1970	1975	1980	1985	1990	1991	1992 (sem.I)
mil. t	301,9	595,4	645,4	695,5	718,9	769,9	736,4	365,9

* Sursa: I. I. S. I. , Bruxelles, 1992

Fiecare tona de otel elaborata presupune obtinerea unei cantitati de 550 - 600 kg subproduse, fara a mai lua în considerare apa de racire si gazul de combustie. In acest context dezvoltarea si optimizarea utilizarii subproduselor devin si mai necesare. Ideal ar fi ca sa se dispuna de tehnologii si tehnici care sa nu permita obtinerea unor asemenea produse. Prin natura lor, procesele tehnologice din siderurgie nu ofera o asemenea alternativa. Analiza dezvoltarii economice din mai multe tari demonstreaza ca subprodusele sunt utilizate ca materie prima în diverse sectoare industriale.

Utilizarea eficienta a subproduselor este influentata de costul materiilor prime si de costul deseurilor si poluarii mediului.

Majoritatea produselor siderurgice presupun temperaturi ridicate în timpul producerii lor. Consumul specific de energie variaza de la 5 la 20 GJ/t în cazul otelului brut. Se dispune astfel de un important potential de energie secundara în gaze arse, produse finite, zguri si alti purtatori de caldura.

Cresterea pretului energiei si previziunile în directia diminuarii resurselor de cocs metalurgic au favorizat mult utilizarea energiei secundare ca un combustibil de substitutie.

Materiile utilizabile sau neutilizabile rezultate din procesele siderurgice sunt în cantitati mari. Materiile neutilizabile se includ în ceea ce în general se numeste "notiunea de deseuri". De altfel, este foarte greu de facut o delimitare stricta a subproduselor din acest punct de vedere (reutilizate si vândute sau/si deseuri care nu pot fi reutilizate si vândute). Aceasta depinde mult de solicitarile de aceste materiale pe piata locala. Acest factor poate sa devieze el însusi de la o perioada la alta; cu alte cuvinte, subprodusele care nu pot fi utilizate sau vândute devin deseuri. In general, aceste materiale sunt anorganice si cca 60% din ele sunt fie utilizate în starea în care se gasesc, fie supuse unor prelucrari ulterioare; restul ar trebui sa faca obiectul unor reglementari stabilite în domeniul evacuarii deseurilor pentru a se evita poluarea mediului înconjurator.

In ceea ce priveste gestiunea subproduselor si deseurilor în general este important:

» *sa se reduca la minimum cantitatile de subproduse si deseuri;*

» *sa se sporeasca nivelul de utilizare a subproduselor;*

» *sa se minimizeze prin reciclare cantitatile subproduselor care nu se mai pot utiliza (deseuri definitive);*

» *sa se rezolve problemele de protectie a mediului înconjurator când se evacueaza, transporta sau stocheaza subprodusele si deseurile.*

Se poate spune, deci, ca siderurgia este un exemplu convingator în directia recuperarii si utilizarii resurselor.

De regula, la o tona de otel elaborat rezulta cca 550 kg subproduse si deseuri, din care 90% sunt posibil de recirculat: zgurile metalurgice reprezinta 80% din aceste materiale si substante, restul fiind pulberi, slamuri provenite de la sistemele de protectie a mediului.

Subprodusele si resursele energetice secundare în industria siderurgica se definesc având în vedere urmatoarele aspecte:

» *starea fizica (solida, lichida, gaz sau vapori);*

» *compozitia chimica;*

» *temperatura si presiunea (pentru gaz si vapori).*

Aceste produse provin din procesele de fabricatie de baza, tehnica actuala nefacând posibila eliminarea lor.

In anexa 1 sunt prezentate principalele subproduse obtinute în siderurgie, clasificarea lor facându-se în functie de etapa de fabricatie. Subprodusele siderurgice prezentate se împart in trei categorii de materii (solide, slamuri si lichide).

Subprodusele si deseurile siderurgice sunt în majoritatea lor materii prime solide, din care cea mai mare parte sunt zguri metalurgice.

Siderurgia este o sursa principala de energie, daca se iau în considerare subprodusele a caror utilizare rationala poate permite realizarea de economii considerabile. Disponibilizarea acestei energii secundare depinde de procedeul industrial utilizat (temperaturi, compozitie chimica etc. a produselor gazoase, solide si lichide care rezulta în urma proceselor metalurgice), de randamentul utilajelor si instalatiilor utilizate etc. Este preferabila nu numai utilizarea acestei energii secundare, dar si reducerea degajarii acesteia printr-o utilizare mai eficienta a combustibililor.

Toate subprodusele care reprezinta o sursa potentiala de energie ar trebui considerate ca surse de energie secundara si clasificate astfel:

- combustibili (gaz de recuperare, gudroane, benzol etc.);
- furnizori slabi de caldura (semifabricate, subproduse, vapori, gaze, apa de racire etc.);
- furnizori de alte forme de energie (gaze de recuperare sub presiune).

Energia secundara rezultata în urma producerii produselor siderurgice poate fi deci:
a) energia combustibililor: gaze de furnal, gaze de convertizor, gaze de cocserie, cocs marunt, praf de carbune, gaze din cuptoare de încalzire;
b) energia termica: caldura degajata de gazele reziduale, de cocs si aglomerat, de fonta si otel lichid, zguri, lingouri de otel, semifabricate si produse laminate la cald, caldura apei de racire.

Utilizarea resurselor energetice secundare cu potential ridicat nu prezinta nici o dificultate tehnica. Este însa dificil sa se recupereze resursele secundare care emana caldura slaba, cum sunt zgurile, aglomeratul, semifabricatele si produsele laminate la cald. Gazele reziduale dupa schimbul de caldura, apa utilizata în sistemele de racire de la furnale constituie resurse secundare cu un usor potential energetic.

Un subprodus poate fi în acelasi timp si o sursa de energie secundara. Astfel gazul de convertizor este în acelasi timp un subprodus utilizat în productia de monoxid de carbon, precum si o energie secundara utilizata ca un combustibil si ca un furnizor slab de caldura pentru productia de abur.

Aspectele calitative ale subproduselor rezultate în urma proceselor siderurgice constituie un alt criteriu de clasificare a acestora:

» *materii pentru recirculare: cuprind materiale de baza derivate din diferitele etape ale unui proces industrial, putând fi reintroduse în fabricatie fara a necesita o pregatire speciala;*

» *produse complexe: sunt rezultate din prelucrarea combinata a materiilor prime, materialelor auxiliare si combustibililor. Ele pot fi folosite fie ca materii prime si produse finite, fie utilizate în alte sectoare ale industriei;*

» *produse secundare: sunt produsele care se obtin în plus fata de produsele de baza, acestea fiind determinate de însasi natura procesului de fabricatie. Ele pot fi utilizate cu eficienta în alte procese de fabricatie.*

Deseurile cuprind o parte din materiile uzate care nu poate fi încorporata în produsele rezultate în urma unui proces industrial si care, contrar materiilor reutilizabile, nu permit alte utilizari, din ratiuni economice si tehnice.

Aceasta clasificare permite o evaluare a subproduselor în functie de nivelul de utilizare. De exemplu, procesele de recirculare constituie nivelul cel mai ridicat de utilizare a unui subprodus.

Pentru analiza subproduselor pe plan cantitativ, trebuie luata în considerare valoarea specifica pentru fiecare etapa a procesului siderurgic dat.

Vorbind de **clasificarea calitativa**, aceste componente energetice sunt considerate ca o **energie**

secundara, nefiind luate în considerare de bilantul energetic al acestei etape a procesului industrial.

De fapt, prevederile de utilizare a caldurii provenite din deseuri primare, asemenea procedeelor de recirculare, sunt încorporate în procesele de fabricatie, reducând astfel cantitatea de energie secundara.

Sunt necesare cercetari pentru a gasi solutii de crestere progresiva a partii componentelor energetice care ramân în procesul industrial. Utilizarea tehnica si economica a energiei secundare este supusa unor limite variind de la o tara la alta.

BIBLIOGRAFIE:

[1] **Récuperation et utilasation économique des sous-produis de l'industrie sidérurgique**. Commission Economique pour l'Europe Nations Unis; Serie Acier, New York, 1990

Anexa 1

Principalele subproduse ale siderurgiei

Fazele de fabricatie	Subprodusul
Elaborarea cocsului	Praf de cocs Gaz de cocserie Sulfat de amoniu Benzol Gudron greu Naftalina Smoala Fenol brut Acid sulfuric Gudron Reziduuri provenite de la curatarea cazanelor si a instalatiilor de racire Namolul calcaros de la fabricarea amoniacului Namoluri de epurare mecanica de la stingerea cocsului Depuneri provenind din instalatiile de recuperare pe cale umeda a pulberilor, din apa de stingere a cocsului Depuneri provenind din instalatiile de namoluri active în timpul operatiei de stingere a cocsului Prafuri
Aglomerare si peletizare	Mici fragmente Minereu oxidat Namoluri Prafuri Acid sulfuros
Fabricarea fontei si afinare	Zguri de furnal si produsele rezultate din prafurile de captare a fumurilor din halele de turnare Prafuri si slamul de epurare a gazelor de la gura de încarcare a furnalelor Namoluri de epurare pe cale umeda de la gurile de încarcare a furnalelor
Elaborarea otelului	Zgura Pulberi de captare a gazelor arse pe cale uscata Namolul apei de captare a pulberilor din otelarie
Fabricarea produselor laminate si tevilor	Calamina Tunder de la flamare Tunder din cuptoarele adânci Deseuri de polizare si debitare Span din atelierele de pregatire a cilindrilor de laminare Uleiuri si unsori uzate
Prelucrarea ulterioara a produselor din otel	Tunder rezultat în urma deformarii plastice Tunder rezultat din tratarea apei industriale Namoluri de neutralizare Deseuri de saruri de tratament termic Reziduurile de la degresarea si curatarea metalelor

CERCETARI PRIVIND FABRICAREA PRODUSELOR CARBONICE FOLOSIND SMOALA DE HUILA CU CONTINUT REDUS DE INSOLUBILE IN CHINOLINA

Experimentari

Ing. Fl. Sterie, cerc. st. Cecilia Trandafir
S. C. CEPRAL S. A. Slatina

C. Z.: 668.738

Se cunoaste din literatura de specialitate [1] si din pratica industriala ca o smoala este caracterizata din punct de vedere calitativ prin corelarea între mai multi factori: densitate, raportul C/H, insolubile în chinolina (QI), insolubil în benzen (B_i), valoarea de cocsificare, punctul de înmuiere, rasini β, proprietati de umectare la temperatura de malaxare etc.

Valori mari ale acestor factori produc în general un strat de legatura dens si puternic si, în general, duc la o uzura redusa a produsului carbonic.

Totusi, exista o specificatie aditionala pentru o cantitate mare de QI, deoarece acestea influenteaza puternic tipul de cocs liant în timpul calcinarii produsului carbonic.

Cantitati mici sau zero de QI produc cocsuri liant anizotropice ce au o contractie mare si duc în timpul perioadei de coacere la fisurarea produsului carbonic.

Cantitati mari de QI (20-25%) produc un reziduu de cocs izotropic cu o rezistenta mare la oxidare, dar scad capacitatea de liere, duc la o crestere a necesarului de smoala si în final la fisuri de degazare în produsul carbonic calcinat [2].

Deci, smoala influenteaza decisiv cantitatea unui produs carbonic atât prin cantitatea cât si, mai ales, prin calitatea de liant.

Pe masura ce creste cantitatea de smoala spatiile poroase din produsul crud se vor micsora, se va obtine un produs carbonic mai putin permeabil, dar vor creste zonele active de cocs liant care se vor consuma înaintea stratului de cocs petrol.

In procesul de electroliza a aluminei [3] comportamentul anodului depinde de:

a) structura sa;
b) activitatea chimica a ingredientilor;
c) prezenta legaturilor interstructurale.

Toate acestea duc la:

» *selectivitatea oxidarii fiecarui compus individual al sistemului;*

» *sfarâmarea partiala;*

» *pierderea particulelor de cocs.*

Fabricarea anozilor precopti se face cu smoala de huila Hunedoara.

Pentru exemplificarea diferentelor dintre smoala Hunedoara si o smoala cu continut mic de QI, caracteristicile acestora sunt redate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caract. liant	Densitate, g/cm³	H_2O, %	PIKS, °C	B_i, %	QI, %	Rasina β, %	Cfix, %
Smoala Hunedoara	1,32 - 1,33	1,0 - 1,97	83,5 - 85,5	39,5 - 41,0	21,5	18,2 - 19,7	58,59
Smoala VFT	1,32	0,37	88	31,11	11,86	19,25	52,43

In mod obisnuit, la fabricarea anozilor precopti smoala Hunedoara se foloseste în proportie de 19 - 20%.

Caracteristicile anozilor fabricati astfel sunt:

- densitate aparenta, minimum 1,50 g/cm³;
- rezistenta la compresiune, minimum 280 daN/cm²;
- aspect exterior cu suprafata neteda, fara stratificari si fara fisuri.

In anul 1992 s-au fabricat anozi cu smoala VFT - Germania care contin QI ≤ 12 %.

La fabricarea anozilor s-au respectat aceleasi conditii de fabricare, acelasi spectru granulometric al amestecului carbunos.

Tabelul 2

Caracteristici liant, %	Densitate aparenta, g/cm³	Rezistenta la compresiune, daN/cm²	Rezistivitate electrica, μΩ cm²/cm
17,64 - 18,13			
Media	1,55	392	5 548
Maximum	1,61	579	7 029
18,54 - 21,5			
Media	1,55	406	5 480
Maximum	1,61	556	7 134

Tabelul 3

Clase granulometrice	Numar reteta			
	1	2	3	4
5,0 - 12mm	18	15	20	16
1 - 5mm	52	35	40	36
0,2 - 1mm	16	25	20	23
sub 0,2 mm	14	25	20	25

Cantitatea de liant a fost dozata în proportii diferite între 17,6 si 21,5 % din totalul sarjei.

Caracteristicile anozilor astfel obtinuti sunt redate în tabelul 2.

Observatii experimentale

1. Dupa coacerea anozilor, loturile de anozi fabricati cu 17,6 - 18,13 % smoala au prezentat pe suprafetele exterioare material de împachetare lipit.
2. Dupa coacerea anozilor, loturile de anozi fabricati cu peste 18,5 % liant au prezentat, pe lânga lipiturile de material de împachetare, si lipituri între blocurile de anozi, ducând chiar la constituirea de blocuri de câte 7 anozi.
3. Cresterea adâncimii cuptorului de coacere coroborata cu cresterea cantitatii de liant a dus la deformarea dimensionala a anodului.
4. Cresterea cantitatii de liant a dus la îmbunatatirea proprietatilor anozilor, a provocat greutati doar în ceea ce priveste deservirea cuptoarelor de coacere si manipularea anozilor.
5. Marirea cantitatii de smoala a dus la îmbunatatirea aspectului pastei anodice crude, dar la coacere pierderile au fost mai mari, iar proprietatile electrice si mecanice au fost influentate nesemnificativ.
6. Granulatia cocsului de petrol folosit a determinat o cerinta mare de liant, deoarece sub 18% smoala, pasta anodica cruda a aparut uscata, desi dupa coacere anozii au prezentat lipituri cu material de împachetare.

Asadar, cantitatea de smoala trebuie astfel aleasa încât smoala sa nu patrunda în interstitiile sau porii cocsului de petrol ci doar sa-l umecteze.

Pentru aceasta am considerat necesara stabilirea unei granulatii optime care la malaxare sa duca la obtinerea unui contact intim între particulele de cocs si smoala, numai la exterior, fara ca smoala sa umple porii cocsului de petrol.

Din acest motiv s-au continuat cercetarile în laboratorul S. C. CEPRAL - S.A., unde s-au conceput si elaborat câteva retete diferentiate prin structura granulometrica. Spectrul granulometric folosit la fabricarea anozilor este:

1. Clasa foarte mare 5,00 - 12,0 mm
2. Clasa mare 1 - 5 mm
3. Clasa mijlocie 0.2 - 1 mm
4. Clasa fina sub 0,2 mm

In conceperea retetelor s-a urmarit micsorarea suprafetei active a amestecului carbunos prin micsorarea cantitativa a clasei fine si marirea cantitativa a clasei foarte mari.

Spectrul granulometric folosit la fabricarea carotelor conform retetelor de laborator este redat în tabelul 3.

Continutul de liant a fost la toate retetele de 16 % din totalul sarjei.

Conditiile de laborator au fost:

- malaxare la 170 - 180^{0}C;
- presare hidraulica la 150^{0}C în matrita;
- forta de presare = 325 daN/cm^2.

Coacerea carotelor s-a facut în cuptoarele electrice cu bare de silita si ecran de protectie, dupa o diagrama rapida- CEPRAL în 19 ore.

Caracteristicile carotelor conform retetelor sunt redate în tabelul 4.

Tabelul 4

Nr. reteta	Caracteristici		
	Densitate aparenta, g/cm^3	Pierderea în greutate, %	Rezistenta la compresiune, daN/cm^2
1	1,40	6	195
2	1,42	6	205
3	1,41	5,9	202
4	1,46	4,3	230

Dupa coacere nu s-au observat deformari, lipituri sau alte aspecte negative.

CONCLUZII

In urma testelor industriale si de laborator se poate afirma ca:

- smoala cu Qi ≅ 12% are putere de liere mult mai mare decât smoala cu QI ≅ 20% si, în consecinta, poate fi redus consumul de smoala la fabricarea produselor carbonice cu cel putin 2 %;
- în cazul anozilor stratul de cocs liant este primul care se consuma deoarece este mai

reactiv decât cocsul de petrol calcinat;
reducerea cantitatii de smoala dus la reducerea uzurii anodului în timpul electrolizei aluminei;

- cantitatea optima de smoala este diferita pentru fiecare tip de cocs, în functie de granulometria si porozitatea lui.

BIBLIOGRAFIE

[1] G. J. Huston si H. A. Qye: Aluminium nr.5, 1985, p.346-349
[2] Arnold Alcher, Rolf Wildforster, J.A. Snop: Light Metals,1990, p.583
[3] E.A. Yanko: Light Metals, 1988, p.905

REVISTA REVISTELOR

STEEL TIMES, ANGLIA, 1993, Nr.2

- *Cea de-a 25-a aniversare a Asociatiei Producatorilor de fonta si otel din Anglia (BISPA), p.68*
- *Investitii încheiate sau proiectate de BISPA pentru anii 1992- 1993, p.69*
- *BISPA preconizeaza vremuri mai bune pentru industria siderurgica a Marii Britanii, p.70*
- *Grupul United Engineering Steels se reorganizeaza si face investitii, p.76*
- *Grupul Usteel sub noua conducere, p.75*
- *Grupul Sheffield Forgemasters - cresterea exportului, p.79*
- *Firma Sanderson Kayser investeste în productia de oteluri speciale într-o perioada dificila, p.82*
- *Rolul calculatoarelor de proces (PLC) în controlul functionarii instalatiilor, p.84*
- *Sistemul computerizat contribuie la economisirea de energie la firma BS Lianwern, p.89*
- *Sistem de control computerizat pentru cuptoarele electrice cu arc cu cuva de la firma Co-Steel Sheemess, p.90*
- *Soft pentru actionarii de pe piata unica, p.94*
- *Modelarea fluxului metalurgic fluid, p.96*
- *Un laminor reversibil cu 20 de cilindri la firma Krupp Stahl, p.99*

STEEL TIMES INTERNATIONAL, ANGLIA, 1993, Nr.2

Elaborarea fontei

- *Furnalul nr.4 Kwangyang încheie cei 25 de ani de dezvoltare ai combinatului Posco, p.8*
- *Avantaje potentiale ale producatorilor de otel pe baza de carbura de fier, p.11*
- *Furnalul nr.4 al firmei Port Talbot reconstruit în 153 de zile, p.17*
- *Cea mai mare instalatie de reducere directa pe baza de carbune dupa noua ani de functionare, p.18*
- *Reducerea cu topire într-un singur recipient folosind prereducator cu ciclon, p.24*
- *Dupa doi ani de stagnare, producatorii de otel din S.U.A. sunt optimisti, p.26*
- *Masina de turnat blumuri pentru oteluri speciale de la firma Lucchini din Sarezzo, Italia, p.30*
- *Punerea în functiune a unei miniotelarii la firma BHP din Sydney - încheierea primei etape a constructiei, p.32*
- *In topul laminarii la rece, p.33*
- *Inovatii în domeniul laminoarelor de bare si profile, p.40*
- *Introducerea acoperirii continue a tablei 55% Al-Zn în Chile, p.41*
- *Procedeul Gravitel pentru galvanizarea prin electroliza a benzilor din otel, p.44*
- *Linia de acoperire Pro-Tec este pusa în functiune cu doua luni înainte de termen, p.46*
- *Construirea unei linii de acoperire la linia de galvanizare prin electroliza de la firma Chiba, p.48*
- *Transformarea masinii de turnare cu cristalizator curb într-o masina cu îndoire pe verticala la firma Nippon Steel Corp., p.51*

MODELAREA MATEMATICA A PROCESULUI DE RAFINARE A FEROSILICIULUI STANDARD

Conf. dr. ing. Maria Nicolae Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 669.054

Se stie ca la fabricarea tablelor din otel silicios cu graunti orientati aluminiul are o influenta negativa asupra cre ii si orientarii g untilor de ferita, proprietatilor magnetice si anizotropiei, datorita formarii incluziunilor de Al_2O_3 alun ite si colturoase. De aceea, se recomanda utiliz a unui ferosiliciu cu un continut cât mai mic de aluminiu rezidual, pentru dezoxidare si aliere.

Micsorarea continutului de aluminiu din ferosiliciu se poate realiza prin oxidarea lui cu oxigen tehnic sau siderita si prin clorurare. Cercetarile efectu [1] au aratat ca rafinarea prin injectie de siderita este u mo s avantajos atât din punct de vedere tehnic, economic, cât si al protectiei mediului.

Factorii care influenteaza continutul rezidual de aluminiu din ferosiliciul rafinat sunt: continutul initial de aluminiu, cantitatea de siderita, granulatia sideritei, temperatura de lucru, debitul de gaz purtator, durata tratamentului etc.

Rezultatele obtinute în încercarile preliminare efectuate [5], [6] au aratat ca presiunea gazului purtator este limitata de valoarea minima admisibila a vitezei pare i pentru ca aceasta sa poata patrunde în baia metalica, iar influenta duratei rafinarii este nesemnificativa si de aceea se considera factor aleatoriu.

Aceasta selectare a dus în final la includerea în programul experimental de baza a urmatorilor parametri, considerati factori tehnologici:

Z_1 - cantitatea de siderita, kg/t;
Z_2 - continutul initial de aluminiu, %;
Z_3 - temperatura de lucru, °C;
Z_4 - granulatia sideritei, mm.

Experimentarile au fost efectuate într-un cuptor cu inductie de 100 kg. Pentru rafinare s-au folosit FeSi 65, FeSi 75 si siliciu tehnic, în proportii corespunzatoare obtinerii la topire a continutului de aluminiu dorit.

Pe baza experimentarilor preliminare si a considerațiilor teoretice [4] s-a stabilit urmatorul domeniu de determinare a factorilor:

$45 \leq Z_1 \leq 55$ kg/t; $0,4 \leq Z_2 \leq 1,2\%$;
$1450 \leq Z_3 \leq 1550$°C; $0,5 \leq Z_4 \leq 3,0$ mm

Alegerea nivelului zero si a intervalelor de variatie

S-a propus pe baza informatiilor apriorice ca centrul programului sa fie plasat in punctul de coordonare: $\Delta Z_1^0 = 50$ kg/t; $\Delta Z_2^0 = 0,8\%$; $\Delta Z_3^0 = 1500$°C iar intervalele de variatie sa aiba valorile $\Delta Z_1 = 5$ kg/t, $\Delta Z_2 = 0,4\%$ si $\Delta Z3 = 50$°C. Factorul Z_4 va varia numai la nivelele: superior (+1) si inferior (-1). Datele initiale de calcul sunt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Alegerea nivelelor de baza si a intervalelor de variatie
Selection of base levels and of variation intervals

Factorii	Z_1	Z_2	Z_3	Z_4
Cod	X_1	X_2	X_3	X_4
Nivel de baza, Z_j^0	50	0,8	1500	-
Nivel de variatie, ΔZ_i	5	0,4	50	-
Nivel superior (+1)	55	1,2	1550	2,0
Nivel inferior (-1)	45	0,4	1450	0,5

Modelul matematic propus este de tipul:

$Y = f(X_1, X_2, X_3, X_4)$

adica de tipul $Y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_3 + b_4X_4$

Pentru construirea matricei programarii s-a ales un experiment factorial fractionat 2^{4-1} cu contrastul determinant $1 = X_1 X_2 X_3 X_4$, în care efectele lineare calculate reprezinta combinatia dintre efectele lineare reale si efectele interactiunilor de ordinul III:

$b_1 = \beta_1 + \beta_{234}$
$b_2 = \beta_2 + \beta_{123}$
$b_3 = \beta_3 + b_{124}$
$b_4 = \beta_4 + \beta_{123}$
$b_{12} = \beta_{12} + \beta_{34}$
$b_{13} = \beta_{13} + \beta_{24}$
$b_{14} = \beta_{14} + \beta_{23}$

Numarul de experiente necesare este $2^{4-1} = 8$, plus trei experiente în nivelul de baza pentru determinarea erorii experimentale. S-a hotarât ca numarul experimentarilor paralele sa fie doi. Experimentul s-a realizat în blocuri de 8 determinari, în doua zile, fara radomizare. Rezultatele obtinute sunt prezentate în

Tabelul 2

Matricea de experimentare
Test matrix

Numarul experientei	Nivelul variabilelor					Variabile de stare		Variabile calculate		
1	+1	+1	+1	+1	+1	0,40	0,43	0,306	+0,4	0,16
2	+1	-1	+1	+1	-1	0,43	0,41	0,401	+2,9	8,41
3	+1	+1	-1	+1	-1	0,17	0,20	0,206	-3,6	-12,96
4	+1	-1	-1	+1	+1	0,38	0,36	0,376	+0,4	0,16
5	+1	+1	+1	-1	-1	0,12	0,11	0,116	+0,4	0,16
6	+1	-1	+1	-1	+1	0,25	0,27	0,286	+3,6	12,96
7	+1	+1	-1	-1	+1	0,12	0,10	0,091	+2,9	8,41
8	+1	-1	-1	-1	-1	0,10	0,09	0,096	+0,4	0,16

coloanele Y_{u1} si Y_{u2} ale matricei de experimentare din tabelul 2.

Calculul coeficientilor ecuatiei de regresie s-a facut utilizând relatia [2]:

$$b_i = \frac{\sum_{u=1}^{N} X_{iu} Y_u}{\sum_{u=1}^{N} X_{iu}^2} \qquad (1)$$

unde $\sum_{u=1}^{N} X_{iu}^2 = N$ (numarul de experiente ale experimentului factorial), obtinându-se urmatoarele valori pentru coeficientii de regresie: $b_0 = 24{,}625 \cdot 10^{-2}$; $b_1 = -4{,}375 \cdot 10^{-2}$; $b_2 = 5{,}375 \cdot 10^{-2}$; $b_3 = 9{,}875 \cdot 10^{-2}$; $b_4 = 4{,}125 \cdot 10^{-2}$. Valorile coeficientilor b_{12}, b_{13} si b_{14} sunt nesemnificative.

Ecuatia de regresie obtinuta este de forma:

$$Y \cdot 10^{+2} = 24{,}625 - 4{,}375\,X_1 + 5{,}375\,X_2 + 9{,}875\,X_3 + 4{,}125\,X_4 \qquad (2)$$

In aceasta ecuatie X_1, X_2, X_3, si X_4 reprezinta valorile codificate ale factorilor tehnologici, care se calculeaza din valorile naturale cu formula:

$$X_1 = \frac{Z_1 - Z_1^0}{\Delta Z_1}; \quad X_2 = \frac{Z_2 - Z_2^0}{\Delta Z_2}; \quad X_3 = \frac{Z_3 - Z_3^0}{\Delta Z_3}$$

In vederea determinarii parametrului optimizarii Y pentru:

$Z_1 = 53$; $Z_2 = 0{,}9$; $Z_3 = 1490$ si corespunzator lui $X_4 = -1$, în ecuatia care reprezinta modelul matematic se vor introduce urmatoarele valori:

$$X_1 = \frac{53 - 50}{5} = 0{,}6; \; X_2 = \frac{0{,}9 - 0{,}8}{0{,}4} = 0{,}25; \; X_3 = \frac{1490 - 1500}{50} = -0{,}2$$

In aceste conditii valoarea parametrului optimizarii va fi:

$$Y \cdot 10^2 = 24{,}625 - 4{,}375 \cdot 0{,}6 + 5{,}375 \cdot 0{,}25 + 9{,}875\,(-0{,}2) + 4{,}125\,(-1) = 17{,}24$$

$Y = 0{,}17\%$ aluminiu

Rezultatele calculelor sunt centralizate în coloana matricei programarii din tabelul 2.

Valoarea maxima a parametrului optimizarii se calculeaza pentru: $X_1 = -1$; $X_2 = +1$; $X_3 = +1$; $X_4 = +1$

$Y_{max} = 0{,}484\%$ aluminiu

Valoarea minima se calculeaza pentru $X_1 = +1$; $X_2 = X_3 = X_4 = -1$

$Y_{min} = 0{,}00875\%$ aluminiu

Calculul erorii experimentale

Pentru determinarea dispersiei experimentului, s_0^2, s-a efectuat la nivelul de baza pentru primii trei factori si la nivelul (+1) pentru factorul X4 un numar de trei experiente ale caror rezultate sunt prezentate in tabelul 3.

Tabelul 3

Calculul dispersiei reproductibilitatii experimentului
Test repeatability dispersion calculation

Nr. exp.	Y_u	$\Delta Y_u = \lvert Y_u - \tilde{Y} \rvert$	$\Delta(Y_u)^2$	$\nu_2 = n-1$
1	0,25	0	0	3 - 1 = 2
2	0,27	0,02	$4 \cdot 10^{-4}$	
3	0,26	0,01	$1 \cdot 10^{-4}$	1

$$s_o^2 = \frac{\sum_{u=1}^{3} (\Delta Y_u)^2}{\nu_2} = \frac{5 \cdot 10^{-4}}{2} = 25 \cdot 10^{-4}$$

Calculul dispersiei reproductibilitatii rezultatelor se face cu ajutorul rezultatelor obtinute din experientele paralele utilizând relatia (3):

$$s_o^2 = \frac{\sum_{u=1}^{n} (Y_u - \bar{Y})^2}{n-1} \quad (3)$$

unde: n este numarul de experiente paralele;
u - numarul experientei;
$\bar{Y}$ - media aritmetica a rezultatelor obtinute în cele n experiente paralele.

Verificarea semnificatiei coeficientilor

Dispersia în determinare a coeficientilor ecuatiei de regresie se poate calcula cu relatia [2]:

$$s_{b_i}^2 = \frac{s_0^2}{N \sum_{u=1} X_{iu}^2} = \frac{2,5 \cdot 10^{-4}}{8} = 0,3125 \cdot 10^{-4} \quad (4)$$

Abaterea medie patratica în determinarea coeficientilor:

$$s_{b_i} = \pm \sqrt{s_{b_i}^2} = 0,559 \cdot 10^{-2}$$

Intervalul de încredere pentru coeficientii b_i se stabileste cu relatia [2]:

$$\Delta b_i = t_{\alpha;N} \cdot S_{b_i} \quad (5)$$

unde $t_{\alpha;N}$ este criteriul Student pentru pragul de semnificatie α si numarul N de grade de libertate.

Valoarea lui pentru $\alpha = 0.05$ si N = 8 este [3]:
$t_{\alpha;N} = 2,3$

Intervalul de încredere în care s-au calculat coeficientii este:

$|\Delta b_i| = 2,3 \cdot 0,559 \cdot 10^{-2} = 1,286 \cdot 10^{-2}$

Rezulta ca, din punct de vedere statistic, toti coeficientii calculati sunt diferiti de zero pentru ca:

$|b_0| > |\Delta b_i|$; $|b_1| > |\Delta b_i|$; $|b_2| > |\Delta b_i|$; $|b_3| > |\Delta b_i|$; $|b_4| > |\Delta b_i|$

deci toti sunt semnificativi.

Verificarea concordantei ecuatiei de regresie

Dispersia de concordanta se calculeaza cu relatia [2]:

$$S_{con}^2 = \frac{\sum_{u=1}^{N} (\Delta Y_u)^2}{\nu_1} \quad unde \ \nu_1 = N - L - 1 \quad (6)$$

pe baza rezultatelor din ultima coloana a tabelului 2:

$$S_{con}^2 = \frac{17,46 \cdot 10^{-4}}{3} = 5,82 \cdot 10^{-4}$$

Concordanta ecuatiei se verifica cu ajutorul criteriului Fischer pe baza raportului [2]:

$$F_c = \frac{S_{con}^2}{S_o^2} \quad (7)$$

care se compara cu valoarea $F_{0,05}(\nu_1, \nu_2)$.

Valoarea calaculata a criteriului este:

$$F_c = \frac{5,82 \cdot 10^{-4}}{2,5 \cdot 10^{-4}} = 2,328$$

Pentru $\nu_1 = 3$ si $\nu_2 = 2$, valoarea criteriului Fischer este (2):

$F_{0,05(3;2)} = 19,16$

Deoarece $F_c < F_{0,05(3;2)}$, ipoteza despre concordanta modelului este verificata si acesta se poate considera util pentru optimizarea procesului.

Revenind la ecuatia determinata:

$\tilde{Y} \cdot 10^2 = 24,625 - 4,375 X_1 + 5,375 X_2 + 9,875 X_3 - 4,125 X_4$

se poate aprecia, în intervalele alese pentru factori, care este influenta acestora asupra parametrului de optimizat. Cea mai puternica influenta o arata factorul Z_3 ($b_3 = 9,875$). Intr-o masura ceva mai mica influenteaza factorii Z_1 ($b_1 = 4,375$), Z_2 ($b_2 = 5,375$) si Z_4 ($b_4 = 4,125$).

Analizând semnele coeficientilor, se constata ca marirea factorului Z_1 duce la scaderea parametrului optimizarii, în timp ce cresterea celorlalti factori Z_2, Z_3 si Z_4 duce la cresterea parametrului optimizarii.

Aceste informatii obtinute din experimentari sunt foarte importante pentru procesul de rafinare a ferosiliciului cu siderita si sunt în concordanta cu datele din literatura de specialitate.

* * *

Expresia ecuatiei care reprezinta modelul matematic pentru parametrul optimizarii Y în coor-

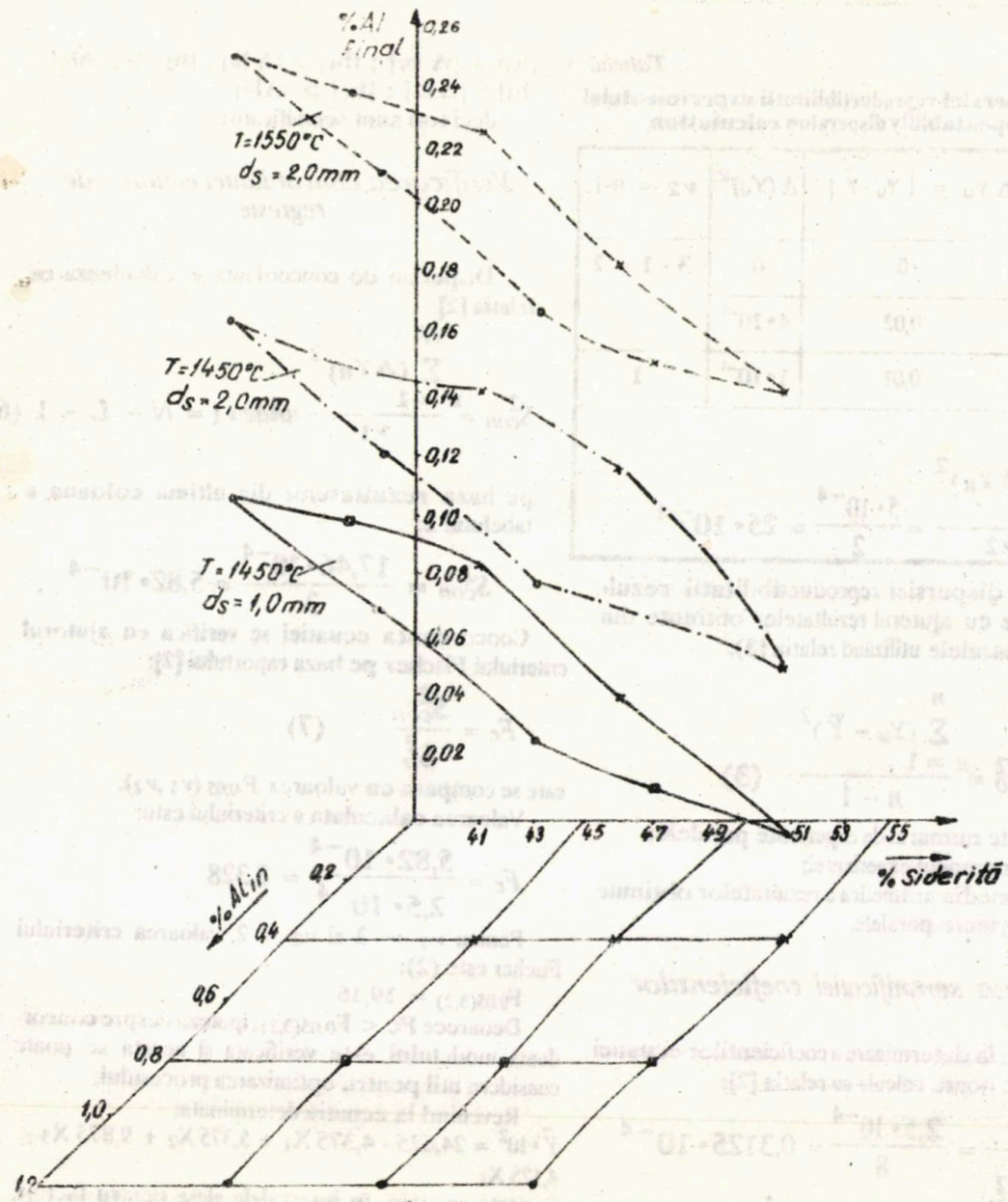


Fig. 1

Suprafetele de raspuns corespunzatoare functiei: $Y \cdot 10^2 = -245{,}515 - 0{,}875\,Z_1 + 13{,}44\,Z_2 + 0{,}1975\,Z_3 + 5{,}5\,Z_4$
Response surfaces for the function: $Y \cdot 10^2 = -245.515 - 0.875\,Z_1 + 13.44\,Z_2 + 0.1975\,Z_3 + 5.5\,Z_4$

donate reale (valori naturale ale variabilelor) se poate obtine trecând de la valorile codificate ale factorilor la valorile lor naturale, calculate astfel:

$$X_1 = \frac{Z_1 - 50}{5} = \frac{Z_1}{5} - 10\ ;$$

$$X_2 = \frac{Z_2 - 0{,}8}{0{,}4} = \frac{Z_2}{0{,}4} - 2\ ;$$

$$X_3 = \frac{Z_3 - 1500}{50} = \frac{Z_3}{50} - 30\ ;$$

$$X_4 = \frac{Z_4 - 1{,}25}{3{,}75} = \frac{Z_4}{0{,}75} - 1.67$$

Inlocuind aceste rezultate în expresia ecuatiei de regresie (2) se obtine:

$$Y \cdot 10^2 = 24{,}625 - 4{,}375\left(\frac{Z_1}{5} - 10\right) + 5{,}375\left(\frac{Z_2}{0{,}4} - 2\right) +$$

$$+ 9{,}875\left(\frac{Z_3}{50} - 30\right) + 4{,}125\left(\frac{Z_4}{0{,}75} - 1{,}67\right)$$

$$Y \cdot 10^2 = -245{,}515 - 0{,}875Z_1 + 13{,}44Z_2 + 0{,}1975Z_3 + 5{,}5Z_4$$

Pentru verificarea ecuatiei se calculeaza din nou valorile minime si maxime ale parametrului Y si se compara cele obtinute în coordonate codificate.

Valoarea minima a parametrului optimizarii se calculeaza pentru $Z_1 = 55$; $Z_2 = 0{,}4$; $Z_3 = 1450$; $Z_4 = 0{,}5$ si este:

$$Y \cdot 10^2 = -245{,}515 - 48{,}125 + 5{,}376 + 286{,}375 + 2{,}75 = 0{,}861$$

$$Y_{min} = 0{,}0086\%\ Al$$

Valoarea maxima se obtine pentru valorile: Z_1 = = 45; Z_2 = 1,2; Z_3 = 1550; Z_4 = 2,0 si este:

$Y \cdot 10^2$ = -245,515 - 39,375 + 16,128 + 306,125 + 11 = 48,363

Y_{max} = 0,484% Al

Deoarece valorile pentru Y_{min} si Y_{max} în coordonate naturale corespund perfect cu cele din coordonatele codificate, rezulta ca expresia matematica a parametrului optimizarii în coordonate naturale este corecta.

Ecuatia de regresie astfel obtinuta poate fi cu mai multa usurinta utilizata practic pentru alegerea valorilor parametrilor considerati reprezentativi pentru procesul de rafinare a ferosiliciului, precum si pentru estimarea rezultatelor obtinute în anumite conditii date.

Pentru a pune în evidenta si mai bine influenta fiecarui factor tehnologic asupra parametrului optimizarii, s-au reprezentat grafic suprafetele de raspuns corespunzatoare modelului matematic obtinut, în coordonate reale (fig.1).

CONCLUZII

Din analiza rezultatelor obtinute prin rezolvarea ecuatiei de regresie obtinute si a suprafetelor de raspuns reprezentate grafic se pot constata urmatoarele:

» *procesul de rafinare a ferosiliciului cu siderita injectata este posibil;*

» *valoarea parametrului optimizarii se deplaseaza spre valori mai mici atunci când continutul initial de aluminiu din ferosiliciu, granulatia sideritei si temperatura de lucru scad, iar consumul specific de siderita creste;*

» *pentru obtinerea unui continut minim de aluminiu în ferosiliciul rafinat (0,10 - 0,15%), valoare considerata optima, trebuie sa se lucreze cu un consum specific de siderita de cca 50kg/t FeSi, granulatia sideritei sa fie de cca 1 mm, iar temperatura bailor metalice sa nu depaseasca 1450 - 1500°C;*

» *modelul matematic realizat permite conducerea cu ajutorul calculatorului a procesului tehnologic de rafinare a ferosiliciului standard cu siderita.*

BIBLIOGRAFIE

[1] **M.Nicolae**: *Cercetari privind cresterea gradului de puritate a unor aliaje feroase*. Teza de doctorat, Facultatea Metalurgie, I.P.Bucuresti, 1988

[2] **Taloi D. a.**: *Optimizarea proceselor metalurgice. Ed.Didactica, Bucuresti, 1983*

[3] **Taloi D**: *Optimizarea proceselor tehnologice. Aplicatii în metalurgie*. Ed.Academiei RSR, Bucuresti, 1987

[4] **Nicolae M.**: *Aspecte termodinamice referitoare la rafinarea ferosiliciului cu siderita*.In:Metalurgia, nr.6, 1990

[5] **Nicolae M.**: *Cercetari privind hidrodinamica particulelor injectate într-o baie metalica*.In:Metalurgia, nr.6, 1993

[6] **Nicolae M.**: *Rafinarea ferosiliciului în vederea scaderii continutului de aluminiu*.In:Metalurgia, nr.7, 1993

REVISTA REVISTELOR

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr.2

Procese deformate la temperaturi înalte

- Conductivitatea electrica a zgurilor topite din sistemele $CaF_2 + Al_2O_3$ si $CaF_2 + Al_2O_3 + CaO$ pentru REE, p.239

- Echilibrul siliciului la dezoxidare în aliajele lichide de cupru-nichel si nichel - cobalt, p.245

- Estimarea viscozitatii aliajelor lichide, p.251

Turnarea si solidificarea

- Elaborarea feromanganului cu continut ridicat de carbon în cuptor cu cuva folosind pat de cocs împachetat si insuflare de oxigen si a unei mari cantitati de praf de carbune, p.259

- Topirea deseurilor feroase într-un cuptor cu cuva folosind un pat de cocs împachetat si insuflare de oxigen si a unei mari cantitati de praf de carbune, p. 267

- Degradarea dimensionala a cocsului din stratul inert prin reactia cu FeO [illegible]

- Studiul curentilor turbionari formati în cristalizorul unei masini de turnat continuu [illegible], p. 445

CONSIDERATII GEOMETRICE REFERITOARE LA DEFORMAREA CORPURILOR CILINDRICE TUBULARE (III)

Dr. mat. N. N. Teodorescu, drd. ing. I. Ciuca — I. C. E. M. Bucuresti
Conf. dr. ing. G. G. Vrâncean — Institutul de Constructii Bucuresti
Prof. dr. ing. E. Cazimir — Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z. :539.374

Metrici pseudoriemanniene invariante grupului Lie întindere- compresiune uniforma. In lucrarea [1] s-a aratat ca fenomenul întindere-compresiune uniforma este determinat de grupul Lie:

$$\bar{x}^1 = \frac{\sqrt{\lambda^2[(x^4)^2 - (x^1)^2] + 4(x^4)^2(x^1)^2} - \lambda[(x^4)^2 - (x^1)^2]}{2} \qquad (1)$$

$$\bar{x}^2 = \frac{x^2}{\lambda}\ ;\quad \bar{x}^3 = \frac{x^3}{\lambda}\ ;\quad \bar{x}^4 = \frac{\sqrt{\lambda^2[(x^4)^2 - (x^1)^2] + 4(x^4)^2(x^1)^2} + \lambda[(x^4)^2 - (x^1)^2]}{2}$$

unde $\lambda \in (0,\infty)$

Grupului (1) i se asociaza operatorul diferential:

$$X = \xi^i \frac{\partial}{\partial x^i}$$

unde s-a notat:

$$\xi^i = \frac{\partial x^i}{\partial \lambda}\Big| \quad \lambda = 1\ ;\ i \in \{1,2,3,4\} \qquad (2)$$

Daca forma patratica:

$$ds^2 = a_{ij}dx^i\,dx^j \qquad (3)$$

este o metrica pseudoriemanniana invarianta a grupului (1), atunci derivata Lie a tensorului (a_{ij}) trebuie sa fie nula si se obtin ecuatiile lui Killing:

$$\frac{\partial a_{ij}}{\partial x^s}\xi^s + a_{si}\frac{\partial \xi^s}{\partial x^j} + a_{sj}\frac{\partial \xi^s}{\partial x^i} = 0 \qquad (4)$$

Din (1) si (2) rezulta:

$$\xi^1 = \frac{(x^1)^3 - (x^1)(x^4)^2}{2[(x^4)^2 + (x^1)^2]}\ ;\ \xi^2 = -x^2;\qquad \xi^3 = x^3;\quad \xi^4 = \frac{(x^4)^3 - (x^4)(x^1)^2}{2[(x^4)^2 + (x^1)^2]} \qquad (5)$$

Se determina metricile (3) presupunând ca reteaua x1, x2, x3, x4 este ortogonala, deci :(6) $a_{ij} = 0, i \neq j$

Din (6), (4), (5) luând i = 1, j = 2, conform cu (5), (6) se obtine:

$$a_{11}(x^1)^2 + a_{44}(x^4)^2 = 0 \qquad (7)$$

Punând în (4) i = 2, j = 2, conform (5), (6) se obtine:

$$\frac{x^1[(x^1)^2 - (x^4)^2]}{2[(x^1)^2 + (x^4)^2]}\cdot\frac{\partial a_{22}}{\partial x} - x^2\cdot\frac{\partial a_{22}}{\partial x^2} - x^3\cdot\frac{\partial a_{22}}{\partial x^3} - \frac{x^4[(x^1)^2 - (x^4)^2]}{2[(x^1)^2 + (x^4)^2]}\cdot\frac{\partial a_{22}}{\partial x^4} - 2a_{22} = 0 \qquad (8)$$

Facând substitutia:

$$a_{22} = \varepsilon_2 \cdot \frac{1}{(x^2)^2}\cdot e^A \qquad (9)$$

unde $\varepsilon_2 = \pm 1$, ecuatia (8) devine:

$$\frac{x^1[(x^1)^2 - (x^4)^2]}{2[(x^1)^2 + (x^4)^2]}\cdot\frac{\partial A}{\partial x^1} - x^2\cdot\frac{\partial A}{\partial x^2} - x^3\cdot\frac{\partial A}{\partial x^3} - \frac{x^4[(x^1)^2 - (x^4)^2]}{2[(x^1)^2 + (x^4)^2]}\cdot\frac{\partial A}{\partial x^4} = 0$$

Sistemul diferential asociat ecuatiei de mai sus:

$$\frac{dx^1}{\frac{x^1[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]}} = \frac{dx^2}{-x^2} = \frac{dx^3}{-x^3} = \frac{dx^4}{-\frac{x^4[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]}}$$

admite integralele prime independente:

$$x^1x^4 = c\,1; \qquad \frac{x^3}{x^2} = c\,2; \qquad (x^2)[(x^4)^2-(x^1)^2] = c\,3 \qquad \textbf{(10)}$$

deci solutia generala a ecuatiei (8) este în conformitate cu (9):

$$a_{22} = \varepsilon 2 \cdot \frac{1}{(x^2)^2} \cdot e^{2F\{x^1x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2-(x^1)^2]\}} \qquad \textbf{(11)}$$

unde $\varepsilon_2 = \pm 1$, iar F_2 este o functie arbitrara de invarianti (10).

Punând în (4) i = 3, j = 3, conform cu (5), (6), se obtine:

$$\frac{x^1[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial a_{33}}{\partial x^1} - x^2 \cdot \frac{\partial a_{33}}{\partial x^2} - x^3 \cdot \frac{\partial a_{33}}{\partial x^3} - \frac{x^4[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial a_{33}}{\partial x^4} - 2a_{33} = 0 \qquad \textbf{(12)}$$

Facând substitutia :

$$a_{33} = e_3 \cdot \frac{1}{(x^3)^2} \cdot e^B$$

unde $e_3 = \pm 1$, ecuatia devine:

$$\frac{x^1[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial B}{\partial x^1} - x^2 \cdot \frac{\partial B}{\partial x^2} - x^3 \cdot \frac{\partial B}{\partial x^3} - \frac{x^4[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial B}{\partial x^4} = 0$$

care admite solutia generala:

$$B = 2F_3\left\{x^1x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2-(x^1)^2]\right\}$$

deci a_{33} este dat de relatia:

$$a_{33} = \varepsilon 3 \cdot \frac{1}{(x^3)^2} \cdot e^{2F_3\left\{x^1x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2-(x^1)^2]\right\}}$$

unde $e_3 = \pm 1$.

Punând în (4) i = 1, j = 2, conform cu (5), (6):

$$\frac{x^1[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial a_{11}}{\partial x^1} - x^2 \cdot \frac{\partial a_{11}}{\partial x^2} - x^3 \cdot \frac{\partial a_{11}}{\partial x^3} + \frac{(x^1)^4-(x^4)^4+4(x^1)^2(x^4)^2}{[(x^1)+(x^4)^2]^2} \cdot a_{11} = 0 \qquad \textbf{(14)}$$

Facând substitutia:

$$a_{11} = \varepsilon \cdot \frac{(x^4)^4+(x^1)^2 \cdot (x^4)^2}{(x^4)^2-(x^1)^2} \cdot e^C \qquad \textbf{(15)}$$

unde $\varepsilon_3 = \pm 1$, ecuatia (14) devine:

$$\frac{x^1[(x^1)^2-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial C}{\partial x^1} - x^2 \cdot \frac{\partial C}{\partial x^2} - x^3 \cdot \frac{\partial C}{\partial x^3} - \frac{x^4[(x^1)-(x^4)^2]}{2[(x^1)^2+(x^4)^2]} \cdot \frac{\partial C}{\partial x^4} = 0$$

care, prin analogie, admite solutia generala:

$$C = 2F\left\{x^1x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2-(x^1)^2]\right\}$$

deci a_{11} este dat de relatia:

$$a_{11} = \varepsilon \cdot \frac{(x^4)^2+(x^1)^2}{(x^4)^2-(x^1)^2} \cdot (x^4)^2 \cdot e^{2F\left\{x^1x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2-(x^1)^2]\right\}} \qquad \textbf{(16)}$$

unde $\varepsilon = \pm 1$

Din (16) si (7) rezulta:

$$a_{44} = -\varepsilon \cdot \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2} \cdot (x^1)^2 \cdot e^{2F\left\{x^1 x^4, \frac{x^3}{x^2}, x^2[(x^4)^2 - (x^1)^2]\right\}} \qquad (17)$$

Rezulta deci teorema I, cu urmatorul enunt:

Daca reteaua de coordonate x^1, x^2, x^3, x^4 este ortogonala, atunci în mod necesar si suficient metrica (3) invarianta la grupul Lie întindere-compresiune uniforma are forma:

$$ds^2 = \varepsilon e^{2F} \cdot \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2} \cdot [(x^4)^2 (dx^1)^2 - (x^1)^2 (dx^4)^2] + \varepsilon_2 e^{2F_2} \cdot \frac{1}{(x^2)^2}(dx^2)^2 +$$

$$+ \varepsilon_3 e^{2F_3} \cdot \frac{1}{(x^3)^2}(dx^3)^2 \qquad (18)$$

unde ε, ε_2, ε_3 sunt egale cu ± 1 iar F, F_2, F_3 sunt invarianti ai grupului (1) dati de (10).

In particular, daca $F = F_2 = F_3 = 0$ si $\varepsilon = \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = 1$, se obtine metrica:

$$ds^2 = \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2} \cdot (x^4)^2 (dx^1)^2 + \frac{1}{(x^2)^2}(dx^2)^2 + \frac{1}{(x^3)^2}(dx^3)^2 - \frac{(x^4)^2 + (x^1)^2}{(x^4)^2 - (x^1)^2} \cdot (x^1)^2 \cdot (dx^4)^2$$ considerata în [1]

metrica despre care s-a aratat ca este pseudoeuclidiana.

Se observa ca metrica (18) este totdeauna nedefinita.

Daca $\varepsilon = \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = 1$, atunci signatura ei este +, +, +, -.

Prin schimbarea de variabile:

$$x^1 = \sqrt[4]{y^1 + y^4}\sqrt[4]{e^{4(y^4 + y^1)} + 1 - e^{2(y^4 - y^1)}}$$

$$x^2 = e^{y^2} \qquad x^3 = e^{y^3} \qquad (19)$$

$$x^4 = \sqrt[4]{y^1 + y^4}\sqrt[4]{e^{4(y^4 + y^1)} + 1 - e^{2(y^4 - y^1)}}$$

grupul Lie întindere - compresiune uniforma este izomorf cu grupul de translatii:

$$\bar{y}^1 = y^1 - \frac{1}{4}\ln\lambda \; ; \; \bar{y}^2 = y^2 - \ln\lambda \; ; \; \bar{y}^3 = y^3 - \ln\lambda \; ; \; \bar{y}^4 = y^4 + \frac{1}{4}\ln\lambda \qquad (20)$$

In conformitate cu teorema 1 si cu relatia (20) rezulta teorema a II-a cu enuntul:

Daca reteaua de coordonate y^1, y^2, y^3, y^4 este ortogonala, atunci în mod necesar si suficient metrica invarianta la grupul de translatii (20) are forma:

$$ds^2 = \varepsilon e^{2F}[(dy^1)^2 - (dy^4)^2] + \varepsilon_2 e^{2F_2}(dy^2)^2 + \varepsilon_3 e^{2F_3}(dy^3)^2 \qquad (21)$$

unde F, F_2, F_3 sunt functii arbitrare de invarianti $y^1 + y^4$, $y^3 - y^2$, $y^2 - 4y^1$ ai grupului (20).

In sfârsit, daca în particular $F = F_2 = F_3 = 0$ si $\varepsilon = \varepsilon_2 = \varepsilon_3 = 1$ atunci metrica (21) este metrica lui M i n k o w s k i:

$$ds^2 = (dy^1)^2 + (dy^2)^2 + (dy^3)^2 - (dy^4)^2$$

BIBLIOGRAFIE

[1] N. N. Teodorescu, L. Ducman, G. G. Vrânceanu: *Consideratii geometrice referitoare la deformarea corpurilor cilindrice tubulare* (I), (II) In Metalurgia, 11, 12, 1989

[2] E. Cazimirovici: *Teoria deformabilitatilor plastice*. E. D. P. 1981

[3] N. Cristescu, I. Suliciu: *Vâscoplasticitate* Ed. Tehnica, 1979

[4] N. N. Teodorescu: *Asupra grupului de miscari ale spatiilor conform teoriei euclidiene. Studii si Cercetari matematice, Bucuresti*, Ed. Academiei R. S. R., 1969

[5] G. Vrânceanu: *Lectii de geometrie diferentiala*, Bucuresti, Ed. Academiei, R. P. R., 1962

Henri Antoine Faure

EVOLUTIA, STADIUL ACTUAL SI ASPECTELE VIITOARE ALE ELABORARII OTELULUI

(Traducere din: S t a h l und E i s e n, Germania, 1993, nr.6, p.39)

O privire asupra istoriei elaborarii otelului arata clar ca elaborarea cu oxigen a progresat rapid dupa 1950. Astazi, aceasta procedura de elaborare este cea prin care se produc 2/3 din otel în întreaga lume. Ea a atins un înalt grad de maturitate în privinta metalurgiei de proces a controlului procesului si a productivitatii. Calitatea produsului este si ea foarte ridicata. Dezavantajele procedurii furnal + convertizor LD fata de elaborarea otelului în cuptor electric constau în costul mare al investitiei si într-o flexibilitate mai mica. Prognozarea modului în care vor concura elaborarea în convertizor si cea în cuptorul electric cu arc (care foloseste deseuri sau burete de fier ca materie prima) sau alte procedee cum ar fi reducerea directa sau elaborarea în cuptorul electric optim energetic este foarte dificila.

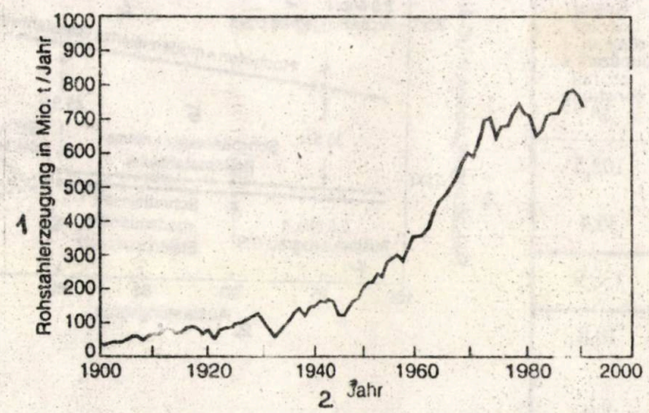


Fig. 1

Evolutia productiei mondiale de otel brut:
1 productia de otel brut mil.t/an;
2. anul

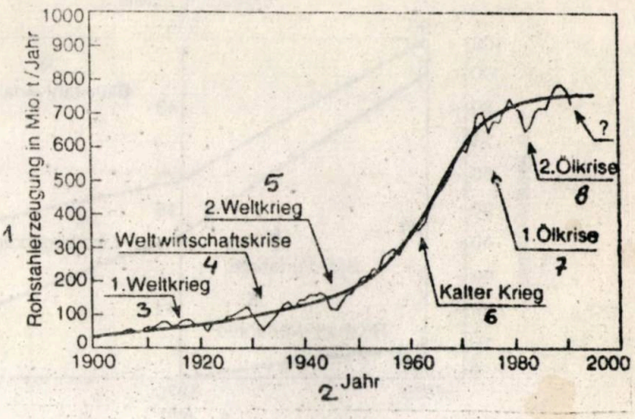


Fig. 2

Tendinta generala si crizele productiei mondiale de otel brut:
1. productia de otel brut, mil.t/an;
2. anul; 3 - primul razboi mondial; 4 - criza economica mondiala; 5 - al 2-lea razboi mondial; 6 - razboiul rece; 7 - prima criza a petrolului; 8 - a doua criza a petrolului

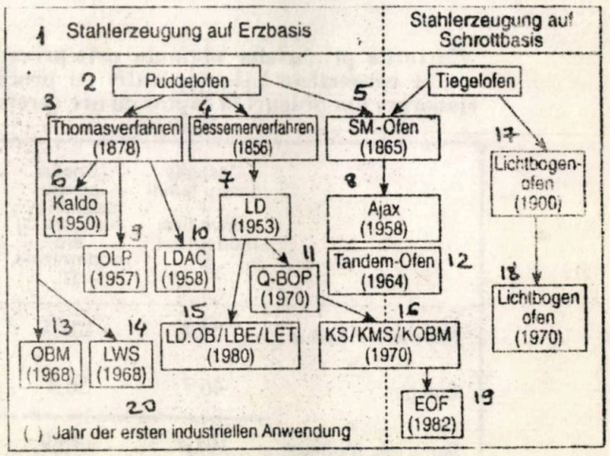


Fig. 3

Arborele evolutiei procedeelor de elaborare a otelului:
1. elaborarea otelului din minereu; 2 - cuptor cu reverberatie; 3 - procedeul Thomas; 4 - procedeul Bessemer; 5 - cuptorul Martin; 6 - Kaldo; 7 - convertizor LD; 8 - Ajax; 9 - elaborarea cu oxigen si pulbere de var (OLP); 10 - LD-AC (elaborarea otelului din fonte cu continut ridicat de fosfor folosind injectia de var); 11 - elaborarea în convertizor bazic cu suflare rapida de oxigen; 12 - cuptor tandem; 13 - convertizor OBM; 14 - convertizor LWS; 15 - LD-OB (convertizor LD cu insuflare O_2); LBE (echilibru prin barbotare cu lance); LET (gura de vânt pentru echilibru cu lance); 16 - KS (procedeul Klöckner); KMS (procedeul Klöckner Maxhütte); KOBM (procedeul Klöckner - OBM (cu oxigen, Brottman Maxhütte); 17 - cuptor cu arc electric; 18 - cuptor cu arc electric; 19 - cuptor cu energie optimizata (EOF); 20 -anul primei utilizari industriale

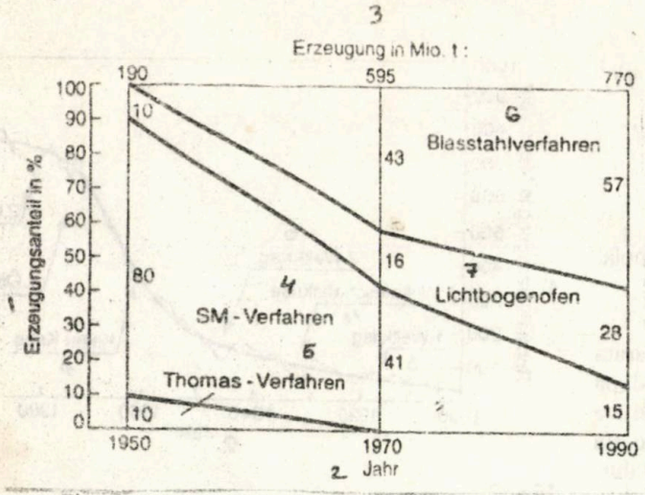


Fig. 4

Ponderea diferitelor procedee de elaborare în producția mondială de oțel:
1 - ponderea procedeului, %; 2 - anul; 3 - producția în milioane de tone; 4 - procedeul **Martin**; 5 - procedeul Thomas; 6 - elaborarea în convertizor; 7 - cuptor cu arc

Tabelul 2

Situația tehnică a elaborării în convertizor comparativ cu cuptorul cu arc

	Furnal + convertizoare	Burete de fier + cuptor cu arc	Deșeuri + cuptor electric
AMC-uri și controlul procesului	+	-	-
Metalurgia de proces + calitatea produsului	+	(+)	-
Reparații + disponibilitate	+	-	-
Emisii de CO_2	-	-	+
Probleme speciale de protecția mediului	-	-	-
Sensibilitatea la întreruperi de funcționare	-	+	+
Total costuri de producție	-	+	+

Tabelul 1

Costurile produselor obținute prin procedeul furnal + convertizor LD comparativ cu procedeul de elaborare din deșeuri în cuptor cu arc (prețuri europene în 1990)

	Costurile pentru furnal + convertizor modernizat, $/t	Costul pentru deșeuri + cuptoare cu arc modernizate, $/t	Costul pentru deșeuri + cuptoare cu arc noi construite, $/t
Materialul introdus	54,7	102,5	102,5
Energia	46,7	36,4	36,4
Suma intermediara	101,4	138,9	138,9
Materiale consumabile	27,3	18,8	18,8
Tratamentul zgurii, gazelor, prafului	26,2	9,0	9,0
Costuri variabile	154,9	166,7	166,7
Costul forței de muncă	7,7	12,8	12,8
Amortizari	39,0	9,4	9,4
Inapoiere investitii	31,7	4,8	9,3
Costuri fixe	78,4	27,0	31,5
Costuri totale	233,3	193,7	198,2
Coeficient de utilizare	0,95	0,9	0,9
Capacitatea nominala, % Mil. t	3,0	0,5	0,5

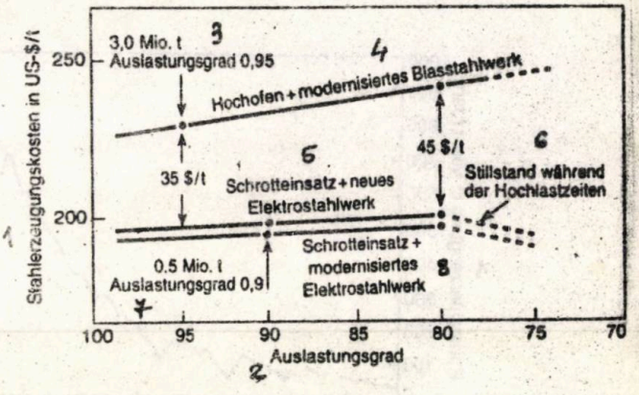


Fig. 5

Costul elaborării oțelului în funcție de procedeu și de coeficientul de utilizare (prețuri europene în 1990):
1 - costul elaborării oțelului, $/t; 2 - coeficient de utilizare; 3 - 3 milioane tone, coeficient de utilizare 0,95; 4 - furnale + convertizoare modernizate; 5 - folosire deșeuri + oțelării electrice noi; 6 - oprire pe timpul încărcării; 7 - 0,5 milioane tone, coeficient de utilizare 0,9; 8 - folosirea deșeurilor + oțelării electrice modernizate

Tabelul 3

Noi procedee de elaborare a fontei si otelului

Procedee convenționale	Procedee competitive utilizate industrial	Procedee competitive în stare de probe
Furnal + convertizor	Corex + convertizor	HISMELT + convertizor Dios + convertizor
Deseuri + cuptor cu arc	Cuptor cu arc de curent continuu si preincalzirea deseurilor	Cuptor multienergetic
Burete de fier + cuptor cu arc	Midrex, Hyl 3, Fior 1	Arex, carbura de fier, Fastimet, Fior 2
	Cuptor optimizat energetic (fonta bruta + deseuri) (EOF)	EOF (100 % deseuri); Procedeu AISI pentru elaborarea directa a otelului

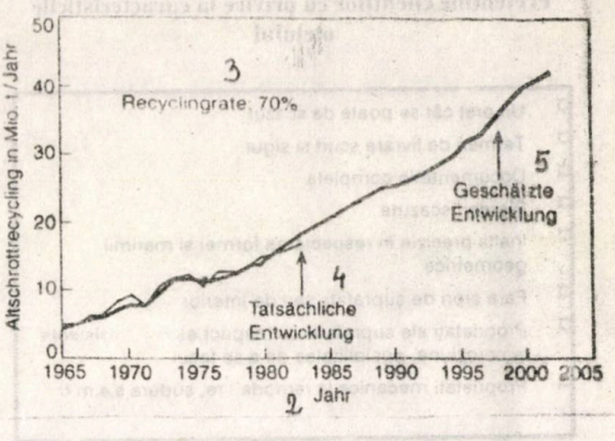


Fig. 6

Reciclarea deseurilor feroase în Japonia:
1 - reciclarea deseurilor feroase, mil.t/an; 2 - anul; 3 - gradul de reciclare: 70%; 4 - evolutia reala; 5 - evolutia extrapolata

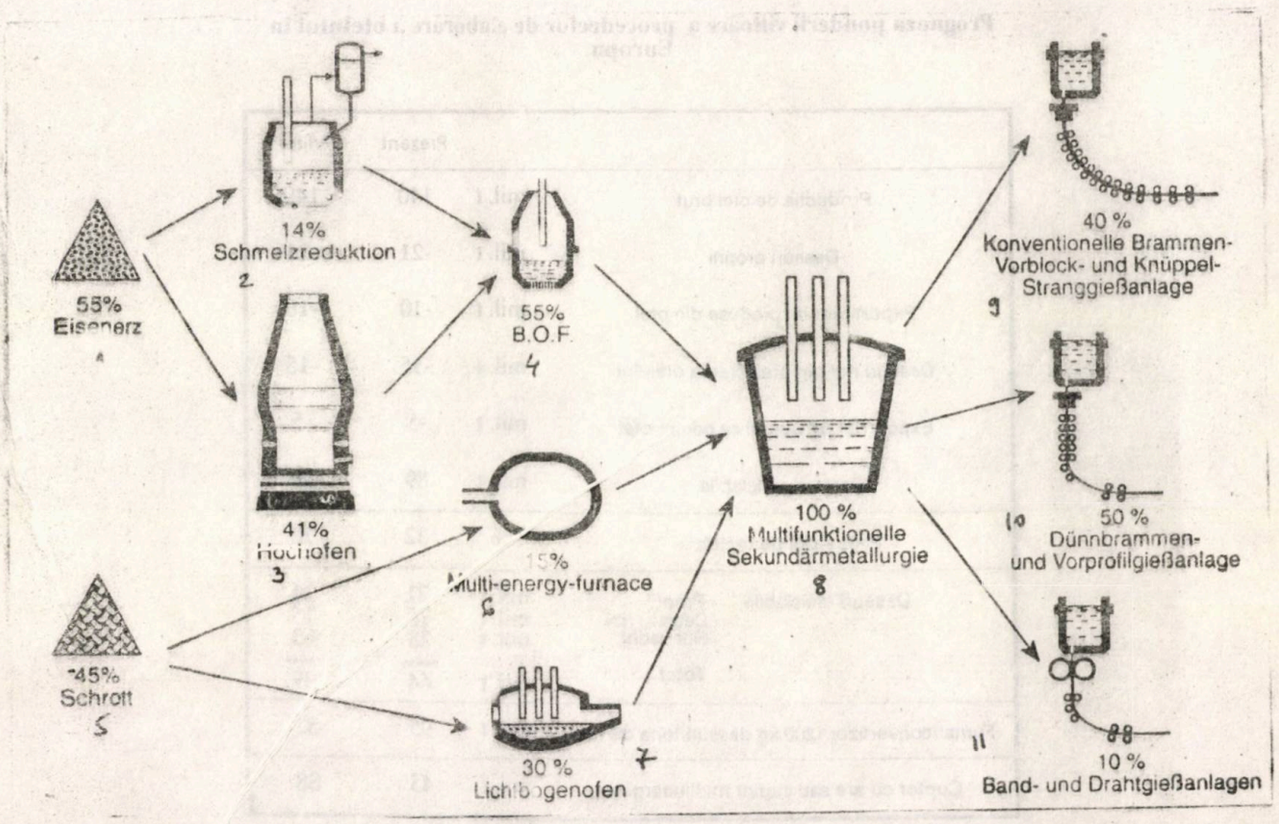


Fig. 7

Prognoza ponderii diferitelor procedee de elaborare a otelului în Japonia în anul 2020:
1 - minereu de fier; 2 - material redus direct; 3 - furnal; 4 - convertizor bazic cu oxigen; 5 - deseuri feroase; 6 - cuptor multienergetic; 7 - cuptor cu arc; 8 - metalurgie în oala multifunctionala; 9 - instalatie conventionala cu turnare continua a tagelor, sleburilor si platinelor; 10 - instalatia de turnare continua a sleburilor subtiri si a profilelor; 11 - instalatia de turnare continua a benzilor si sârmei

Tabelul 4

Pretentiile clientilor cu privire la caracteristicile otelului

- Un pret cât se poate de scazut
- Termen de livrare scurt si sigur
- Documentatie completa
- Pierderi scazute
- Inalta precizie în respectarea formei si marimii geometrice
- Fara erori de suprafata sau de interior
- Proprietati ale suprafetei ca: aspect estetic, rezistenta la coroziune, posibilitatea de a se lacui
- Proprietati mecanice la remodelare, sudura s.a.m.d.

Tabelul 5

Produsele fabricate în cuptoarele cu arc în Europa de Vest

	Productia,	Ponderea actuala,		Ponderea posibila,	
	mil. t	%	mil. t	%	mil. t
Otel inoxidabil	3	100	3	100	3
Produse durabile din oteluri aliate	8	77	6	100	8
Produse durabile din otel carbon	49	57	28	80	40
Tabla groasa	10	20	2	80	8
Tabla subtire si benzi	70	0	0	50	35
Total	**140**	**28**	**39**	**67**	**94**

Tabelul 6

Prognoza ponderii viitoare a procedeelor de elaborare a otelului în Europa

		Prezent	Viitor
Productia de otel brut	mil. t	140	140
Deseuri proprii	mil. t	-21	-21
Export net de produse din otel	mil. t	-10	-10
Deseuri noi din prelucrarea otelului	mil. t	-15	-15
Export net de bunuri ce contin otel	mil. t	-5	-5
Deseuri reciclabile	mil. t	89	89
Procentul de reciclare	%	32	70
Deseuri reciclabile - Proprii	mil. t	21	21
- Deseuri noi	mil. t	15	15
- Fier vechi	mil. t	28	63
Total	mil. t	64	99
Furnal/convertizor (200 kg deseuri/tona de otel)	mil. t	95	52
Cuptor cu arc sau cuptor multienergetic	mil. t	45	88

EVENIMENTE INTERNATIONALE

Primul congres european asupra elaborarii otelului în convertizoare cu oxigen

In perioada 21-23 iunie 1993 s-a desfasurat la **Düsseldorf**/ Neuss primul congres european asupra elaborarii otelului în convertizoare cu oxigen. Congresul va fi organizat de **A**sociatia **S**iderurgistilor **G**ermani (**VDEh**) din Düsseldorf si de **C**entrul de **C**ercetari **M**etalurgice (**CRM**) din **Liége**.

La acest congres vor fi prezentate urmatoarele 48 de lucrari repartizate pe cinci sesiuni tehnice.

» *Exista un viitor pentru industria siderurgica a Europei?*

» *Situatia actuala si de perspectiva a elaborarii otelului*

Tehnologii de fabricare

» *Masuri pentru elaborarea în convertizor a otelului cu continut scazut de fosfor, la firma* **Thyssen Stahl AG**

» *Producerea de oteluri cu mare puritate la uzina* **British Steel Teeside**

» *Productia de masa a multor sortimente de oteluri de calitate superioara de mare puritate la uzinele* **Kimitsu**, *corporatia* **Nippon Steel**

» *Metode de elaborare a otelurilor cu continut scazut de elemente reziduale (C,P,S,N) la uzina* **Sidmar Steel**

» *Perfectionarea tehnologiilor de fabricatie a benzii la noua instalatie LD de la firma* **Tata Iron and Steel** *folosind modelul economic si tehnic al firmei* **British Steel**

» *Pretratamentul total al fontei lichide si metode de functionare a convertizoarelor LD pentru elaborarea otelului cu puritate superioara*

» *Perfectionari recente ale desulfurarii fontei lichide la firma Sollac*

» *Imbunatatirea productivitatii convertizoarelor LD folosind fonta lichida pretratata în proportie ridicata la uzinele* **Nagoya** *ale firmei* **Nippon Steel Corp.**

» *Imbunatatirea tehnologiilor de afinare în convertizorul cu insuflare prin partea de jos la otelaria nr.3 de la uzinele* **Chiba**, **Kawasachi Steel**

» *Perfectionarea procesului de agitare în oala la firma* **Hoogovens Ijmuiden**

» *Perfectionarea tehnicii de functionare flexibila pentru LD-OB la uzinele* **Yawata, Nippon Steel Corporation**

» *Rezultate în functionare folosind un dispozitiv de închidere cu sertar a orificiului de evacuare la un convertizor LD la* **Preussag Stahl, Saalzgitter**

Automatizarea si controlul de proces

» *Controlul integrat pentru optimizarea procesului în convertizor*

» *Perfectionari recente în sistemul automat de control al insuflarii la uzinele* **Kashima**, *firma* **Sumitomo**

» *Sistem automat integrat pentru functionarea convertizoarelor LD de la otelaria LD a firmei* **Voest-Alpine Linz**

» *Perfectionari recente ale sistemului de control automat al afinarii în convertizor, NKK*

» *Optimizarea controlului de proces pentru a satisface cerintele stringente privind calitatea otelului*

» *Functionarea automata a convertizoarelor LD la uzinele* **Oita**, *NSC*

» *Controlul în flux al procesului de insuflare la firma* **Cockerill-Sambre**

» *Efectul fontei lichide cu continut scazut de siliciu asupra defosforarii în convertizor*

» *Imbunatatirea productivitatii convertizoarelor la firma* **Sollac- Fos**

» *Controlul dinamic al zgurii în procedeul LD/LBE (echilibrul la agitare) la otelaria* **Piombino**, *firma* **Ilva**

» *Controlul de proces în convertizorul LD la otelaria* **Trinec**

» *Un nou sistem de control dinamic al convertizorului LD folosind un analizor V instalat la fata locului*

» *Controlul dinamic al analizei baii si al temperaturii baii într-un convertizor*

» *Controlul temperaturii într-o instalatie LD*

Aspecte privind mediul înconjurator

» *Utilizarea zgurii de convertizor LD în Europa satisface cele mai înalte standarde*

» *Sistem de granulare a zgurii de otelarie*

» *Optimizarea recuperarii si utilizarii gazului de convertizor la DHS* **Saarstaht, Völklingen**

» *Suprimarea prafului în timpul transferului fontei lichide din oalele de fonta în oalele de otelarie folosind bioxid de carbon spuma ca inhibitor la otelaria* **Arbed, Differdange**

» *Recircularea prafului în otelarii*

» *Utilizarea prafului de convertizor: procedeu de recirculare*

» *Brichetarea la cald a prafului de convertizor LD la otelariile firmei* **Voest-Alpine Linz**

» *Metalurgia procesului din convertizor din punct de vedere al recircularii prafului de convertizor*

» *Recircularea zgurilor provenite de la elaborarea otelului în convertizor cu oxigen*

Captuseala convertizorului

» *Imbunatatirea durabilitatii captuselii convertizoarelor la otelaria* **Scunthorpe, British Steel**

» *Captuseli permanente ale convertizoarelor LD la firma* **LTV Steel**

» *Tehnica de captusire a convertizorului la otelaria* **Kwangyang**

» *Perfectionari recente în captusirea convertizoarelor*

» *Captusirea automata a convertizoarelor*

» *Rezultatele utilizarii caramizilor refractare de magnezit pentru orificiul de evacuare din convertizorul LD la firma* **Nisshin Steel**

» *Automatizarea activitatii de reparatii intermediare a orificiului de evacuare din convertizor folosind un nou sistem la firma* **Sollac Dunkerque**

» *Aspecte privind mediul înconjurator în aplicarea materialelor refractare pentru captusirea convertizoarelor în* **Germania**

Reciclarea deseurilor

» *Topirea deseurilor cu energie primara*

» *Postcombustia CO si transferul caldurii rezultate la procesele din cuptoarele pentru optimizarea energiei (***RWTH Aachen***)*

» *Topirea deseurilor într-un cubilou cu aer cald*

» *Elaborarea otelului în convertizorul LD fara fonta lichida*

» *Reciclarea deseurilor de tabla acoperita în procesul de elaborare a otelului în convertizor LD la otelaria* **Port Talbot**

In: Metallurgical Plant and Technology International, Germania, 1993, nr.2, p.26-28

REVISTA REVISTELOR

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr. 2

Elaborarea otelului si afinarea

- *Mecanismul formarii prafului de ferita spinel la elaborarea otelului în cuptor electric cu arc, p.284*
- *Formarea materialului de obturare într-un tub imersat pe timpul turnarii continue a otelului inox stabilizat cu titan, p.291*

Acoperiri de suprafata

- *Efectul dispersiei Y_2O_3 asupra acoperirii de protectie din Al_2O_3 examinat în baza a cinci modele, p.298*
- *Fazele de zgura formate în bazele de galvanizare care contin 0-0,1% W nichel la 450 ^{0}C, p.307*

Microstructura

- *Textura si microstructura Ti-49% at Al dupa recristalizarea dinamica si recoacere, p.313*

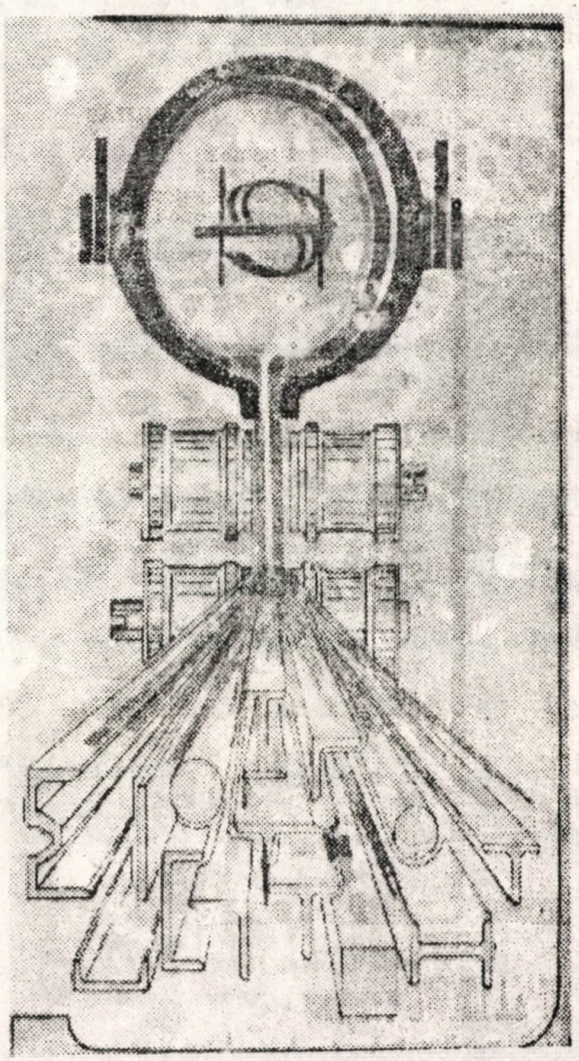
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

- **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- **WIRE ROD**, *ϕ 6mm (DIN 1013/83 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- **ROUND STEEL BARS**, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4)*
- **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*
- **FLAT ROLLED STEEL**, *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*
- **I-BEAMS (NARROW)**, *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



Infiintata în anul 1980, s. c. SILCOTUB s. a. este amplasata într-o regiune a tarii de un pitoresc aparte.

SILCOTUB S. A. - ZALAU - ROMANIA

Silcotub S. A. datoreaza pozitia sa între fabricantii de tevi fara sudura din România dotarii sale tehnice deosebite, care o situeaza si printre cele mai moderne producatoare de tevi din Europa.

Noutatea tehnologiilor aplicate garanteaza caracteristici superioare pentru produsele noastre:
tevi fara sudura din otel carbon si aliat în gama ⌀ (16...114)mm diametru, cu grosimi de perete între (1,6...10)mm pentru:

utilizari generale,

industria petrolului si gazului,

industria energetica;

otel beton si sârma de otel, laminate la cald, cu ⌀ (5,5...12)mm diametru;
platbanda de otel cu diferite dimensiuni si cornier.

Silcotub S. A. dispune de echipamente moderne de control nedistructiv (prin ultrasunete), purtând marca NUKEM si de laboratoare capabile sa realizeze toate încercarile mecanice, chimice si metalografice clasice (LEKO, WOLPERT si OUTOKUMPU).

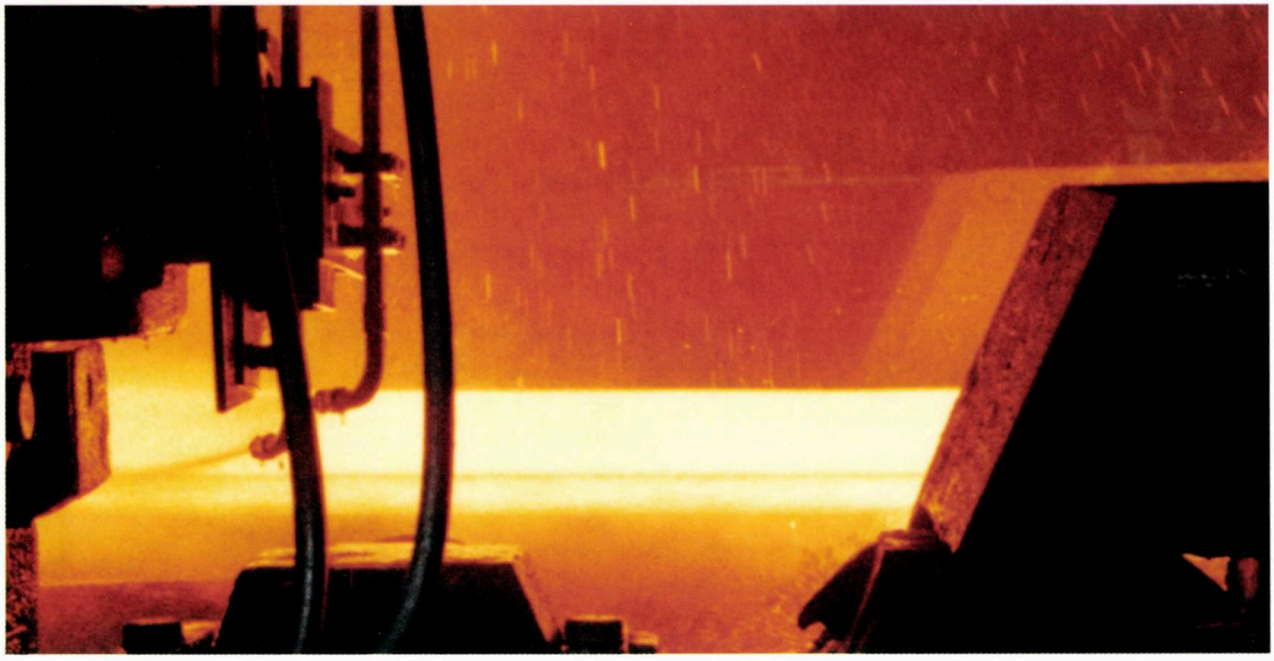
SILCOTUB S. A. - ZALAU

Bd. Mihai Viteazu, nr. 93,
4700 Zalau, jud. Salaj, Romania.
Telex 92[illegible], Fax 40.92.150326,
Tel. 40.92.[illegible]720

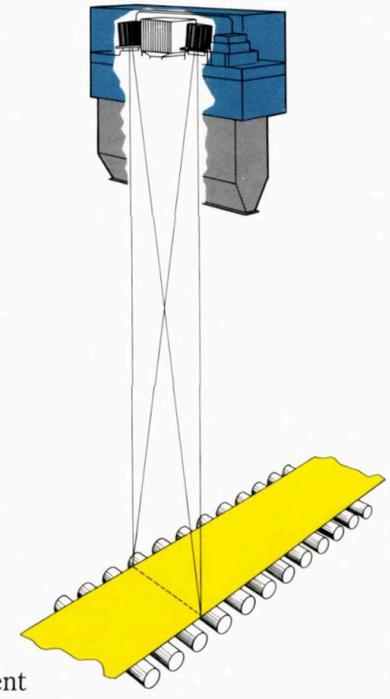
Office Bucharest
Str. Ed[illegible] Quinet, nr. 10,
78000 - Sector 1,
Telefax 40.1.3123766

MAGYAR KERESKEDELMI ES IPARKAMARA

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.



KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*

- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

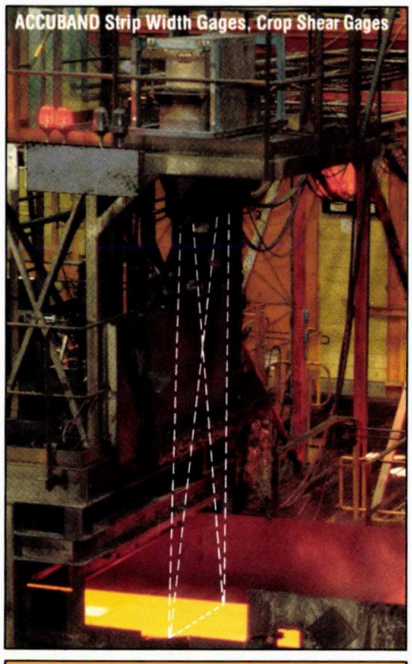
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

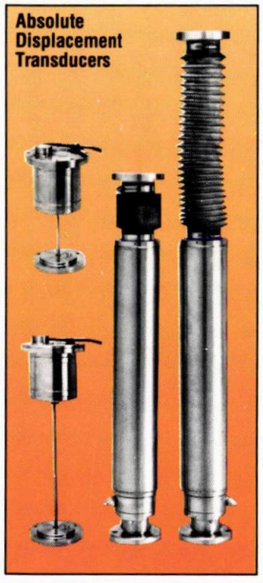
WINNER 1992 INNOVATION

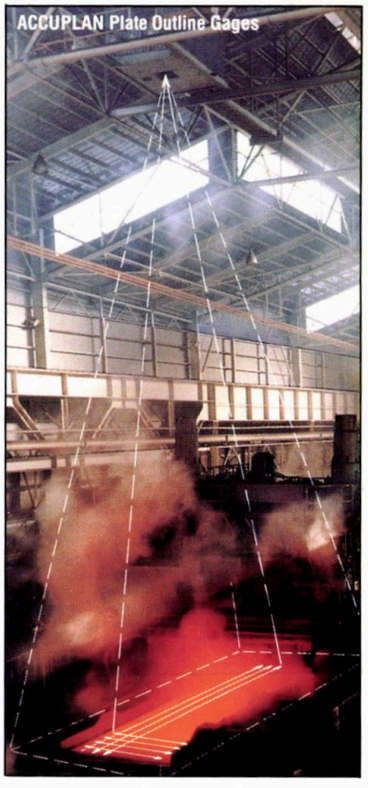
KELK

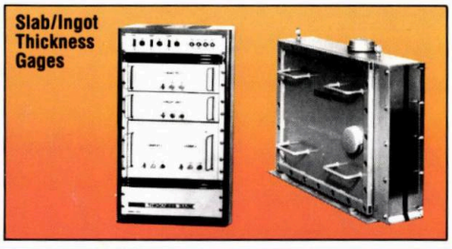
Sensors for Rolling Mills

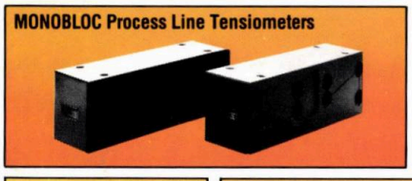
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

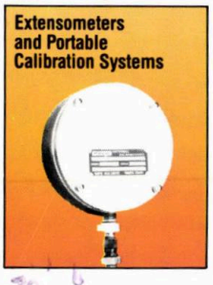


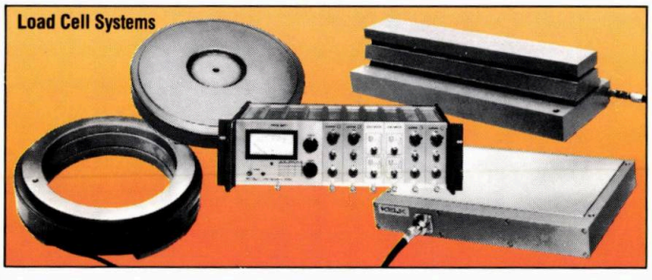












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors...proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

E 3280

10/93

ROLLMAX

Roll Force Measurement System

- Accurate, reliable roll force measurement
- Fast response for modern AGC systems
- Real-time digital signal processing
- Comprehensive on-line diagnostics

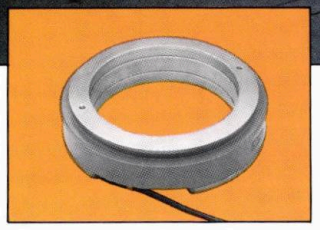
KELK

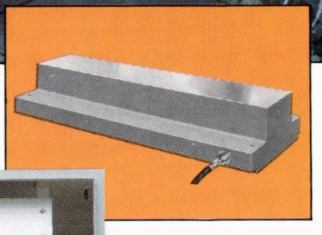
Sensors for Rolling Mills

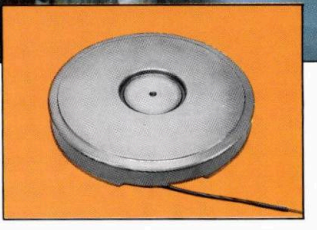
Introducing ROLLMAX...

Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!







With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

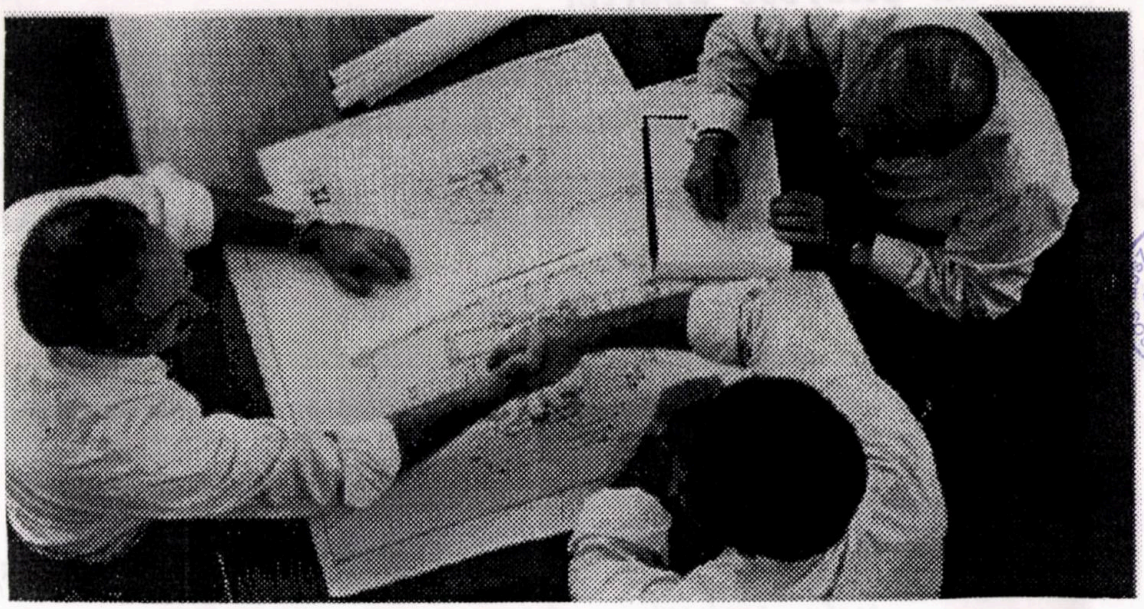
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

ÎNTÂLNIRE DE ÎNALT NIVEL



ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

Forumul International de tehnologie

O tripla întâlnire a expertilor are loc din nou la Düsseldorf. Sub laitmotivul "Forum **International de tehnologie**", trei târguri de specialitate de importanta mondiala îsi vor reprezenta ramurile între 15 si 22 iunie 1994:**GIFA '94** - al 8-lea Târg de specialitate din domeniul **turnatoriilor** - cu congres, **METEC '94** - al 4-lea Târg International în domeniul **tehnicii siderurgice**-cu congres si THERMPROCESS **'94** - al 6-lea Târg International în specialitatea **cuptoare industriale si procedee de productie în domeniul tehnicii prelucrarii la cald**; se prezinta noi tehnologii, procedee si piete de desfacere. O folosire tripla, sinergii triple dau posibilitate vizitatorilor sa câstige o multitudine de cunostinte. **Forumul International de tehnologie** este un punct de orientare în aceste domenii si ofera prin actiunile - cadru culturale si stiintifice numeroase posibilitati de larga informare care va vor permite un **salt calitativ**. Pentru obtinerea unor cunostinte multiple:

O calatorie! Düsseldorf va asteapta cu un program cuprinzator!

Düsseldorf de la 15 pâna la 22 iunie 1994

GIFA '94 - al 8-lea Târg International de Specialitate în domeniul turnatoriilor - cu congres,
METEC '94 - al 4-lea Târg International pentru tehnica siderurgica - cu congres,
THERMPROCESS '94 - al 6-lea Târg International pentru cuptoare industriale si procedee tehnice în domeniul tehnicii prelucrarii la cald

GIFA 94 METEC 94 THERM PROCESS 94

Alte informatii:Düsseldorfer Messegesellschaft mbH, NOWEA, Postfach 10 10 06, D-40001 Düsseldorf

Infiintata în anul 1980, s. c. SILCOTUB s. a. este amplasata într-o regiune a tarii de un pitoresc aparte.

SILCOTUB S. A. - ZALAU - ROMANIA

Silcotub S. A. datoreaza pozitia între fabricantii de tevi fara sudura din România, dotarii sale tehnice deosebite, care o situeaza si printre cele mai moderne producatoare de tevi din Europa.

Noutatea tehnologiilor aplicate garanteaza caracteristici superioare pentru produsele noastre:
tevi fara sudura din otel carbon si aliat în gama (16...114)mm diametru, cu grosimi de perete între (1,6...10)mm pentru:

utilizari generale;

industria petrolului si gazului;

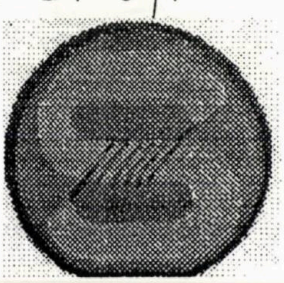
industria energetica;

otel beton si sârma de otel, laminate la cald, cu (5,5...12)mm diametru; platbanda de otel cu diferite dimensiuni si cornier.

Silcotub S. A. dispune de echipamente moderne de control nedistructiv (prin ultrasunete), purtînd marca NUKEM si de laboratoare capabile sa realizeze toate încercarile mecanice, chimice si metalografice clasice (LEKO, WOLPERT si OUTOKUMPU).

SILCOTUB S. A. - ZALAU

Bd. Mihai Viteazu, nr. 93,
4700 Zalau, jud. Salaj, Romania.
Telex 39266, Fax 40.92.150326,
Tel. 40.99.620720



Office Bucharest
Str. Edgar Quinet, nr. 10,
78000 - Sector 1,
Telefax 40.1.3123765

CIDMET

Central de Informare si Documentare pentru Metalurgie

Str. Mendeleev 21 - 25,
sector 1
70 168 BUCURESTI
tel. 659 49 90
fax: 3124278, 3124276

SIDEROM . CIDMET editeaza o serie de publicatii care se transmit firmelor din domeniul metalurgiei si constructiilor de masini din România si din alte tari.

Produsele si tehnologiile, consultanta si asistenta tehnica oferite de firma dumneavoastra pot beneficia de publicitate în materialele periodice pe care le editam si difuzam, cum sunt:

- Revista Metalurgia
- Buletin de Informare Documentara
- Informatii din metalurgia mondiala
- Sumare din reviste straine de specialitate
- Noutati în siderurgie
- Indicatori tehnico-economici

CID

Sumare din reviste est-vest
Diverse publicatii
Traduceri
Carti de vizita
Formularistica de birou

In cazul în care doriti sa va facem publicitate va rugam:
- sa ne transmiteti materialul pentru reclama în forma pe care o doriti (fotografii, diapozitive color, text, machete etc);

- sa transmiteti suma corespunzatoare publicarii reclamelor dorite la BCR S MB 301520201 Bucuresti

MET

Metalurgia
Catalooge de produse
Prospecte
Buletin de informare documentara
Sinteze documentare
Indicatori tehnico-economici
Noutati din siderurgie
Informatii din siderurgia mondiala

Va stam la dispozitie pentru comunicarea tarifelor actuale

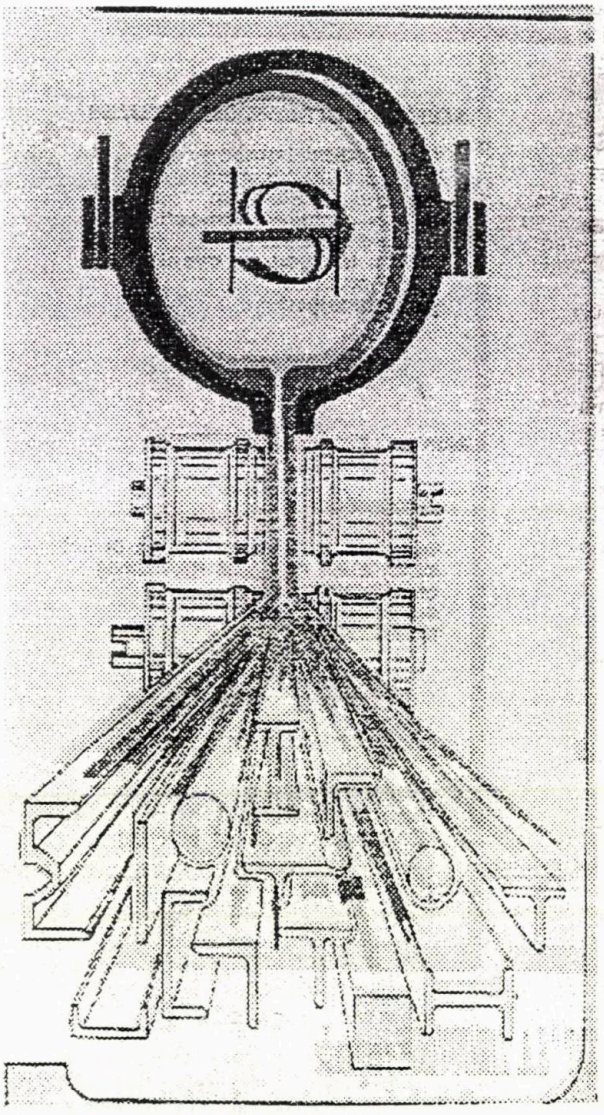
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

- **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- **WIRE ROD,** *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- **ROUND STEEL BARS,** *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4)*
- **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*
- **FLAT ROLLED STEEL** *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*
- **I-BEAMS (NARROW),** *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



METALURGIA

10 octombrie 1993

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

Sumar

Chita Gh., Ursu V.: Contributii la imbunatatirea structurii productiei siderurgice din Romania (II). 5

Strugari Fl.: "SIDEX" - 25 13

Nicolae D.: Realizarile obtinute in cei 25 de ani de flux integrat al C.S."SIDEX" S.A. si perspective. Locul societatii comerciale "SIDEX" S.A. in cadrul siderurgiei romanesti si internationale 14

Alexandru Fl.: Nivelul calitativ al produselor realizate de C. S. "SIDEX" S.A.Galati . . 16

Zaharia C.: Eficienta produselor C.S."SIDEX" S.A.Galati in contextul pietei internationale 18

Chiculita M.: Problemele ecologice ale S.C."SIDEX" S.A. Galati in perspectiva pastrarii naturale a mediului 20

Florian E., Ciuca S., Tarcolea M., Toma V., Avram I.: Structuri de echilibru ale aliajelor cu continut de 3,8-4,1% wolfram-carbon 22

Moldovan P., Panait N., Alexandru C., Popescu Gabriela, Ghica G.V.: Fenomene la solidificarea compozitelor cu matrice de aluminiu ranforsate cu particule ceramice . 27

Nicolae A., Vasilica Dina, Constantinescu D.: Analiza procedeelor extensive de marire a gradului de utilizare a combustibililor 31

Dobrescu Gr.: Unele consideratii privind fabricarea matritelor cu eliminator integrat, utilizabile pentru matritarea de piese pe prese mecanice sau hidraulice . 35

Zuca Stefania, Ene N.: Obtinerea titanului de inalta puritate prin electrorafinare in saruri topite 37

Rasceev D., Talle Maria: Optimizarea tratamentelor termice pre- si postborurare la scule de foraj cu trei conuri 44

Zirbo Gh., Soporan V.: Contributii privind modelarea solidificarii pieselor turnate in forme metalice 53

Revista revistelor 12, 13, 15, 17, 19, 21, 26, 30, 34, 36, 47, 52, 59

Evenimente internationale 52

Colegiul onorific de redactie

(in ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, SORIN DIMITRIU, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, MIHAELA PANA, VASILE PARPALA, CRISTIAN PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA

Redactor responsabil: prof. dr. ing. I. VARCOLACU
Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VARCOLACU
Sef. CIDMIT: ing. Brandusa Florentina Scortea
Redactor: ing. Brandusa Florentina Scortea
Stilizare: Ioana Kuglay
Tehnoredactare computerizata Lidia Vercanu

Redactia si administratia: Bucuresti, str. Mendeleev, nr.21-25, sector 1, cod 70168, telefon 6594990.

Institutiile pot achita abonamentele in contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 9000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Traducere : ing. S. Florea

Corectura : Rodica Rosu

Gh.Chitu, V. Ursu: **Improvement of Romanian steel production structure**
In the first part of paper the Bucharest Metallurgical Research Institute's (ICEM) investigations results are presented for improving the production structure, exports and imports of steel products.
This part of the investigation presents the aspects concerning technologies for high-grade metallurgical products.
The structure of the export and import of steel products is also described.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *5*

Fl.Strugari: **"SIDEX" 25**
The paper deals with the 25-th Anniversary (7-8 june 1993) from the start-up of the on-line acctivity at the Integrated iron and steel works "SIDEX" S.A.Galati.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *13*

D. Nicolae: **Achievements of the "SIDEX" - S. A. Galati Integrated iron and steel works during the 25 years of integrated activity. The place of SIDEX as a part of the international and Romanian iron and steel industry.**
The paper presents the evolution of SIDEX during the last 25 years to become the most important producer of rolled and especially flat products.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *14*

Fl. Alexandru: **Quality level of products achieved at S. C. "SIDEX"- S. A.Galati**
The paper presents some important achievements regarding the improvement of rolled products' quality. A few representative steel products are presented having remarkable characteristics according to international standards.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *16*

C.Zaharia: **Economical efficiency of C. S. "SIDEX"-S. A.Galati in the context of the international market**
The paper deals with the economical problems of Galati integrated iron and steel works.
Imports have covered over 97% of iron ore and over 85% of necessary coal. In the future "SIDEX"- Galati will ensure the up-grading of the steel products quality, in order to increase with 30-50 $/ton the price of the products.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *18*

M.Chiculita: **Ecological problems at "SIDEX"- S. A. Galati in order to maintain the quality of the environment**
The paper deals with the environmental problems at "SIDEX" - Galati. Some results in order to maintain the quality of the environment are presented.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *20*

E.Florian, S.Ciuca, I.Avram, M.Turcolea, V. Toma: **Equilibrium structure of alloys with 3,8 - 4,1% wolfram-carbon content**
The paper treats about composite materials with strength at wearing, RELIT type formed by hard carbide inserted in iron metallic matrix with high content of carbon.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *22*

F.Moldovan, N.Panait, C.Alexandru, Gabriela Popescu, G.V.Ghica: **Solidification phenomena of the composites with Al matrix, reinforced with ceramic particles.**
The paper deals with some solidification problems of composites with Al matrix. In order to improve wetting, magnesium and lithium were added in the same time with ceramic particles. One part of composites was cast on the rotary copper wheel (1200 rpm), for quick solidification.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *27*

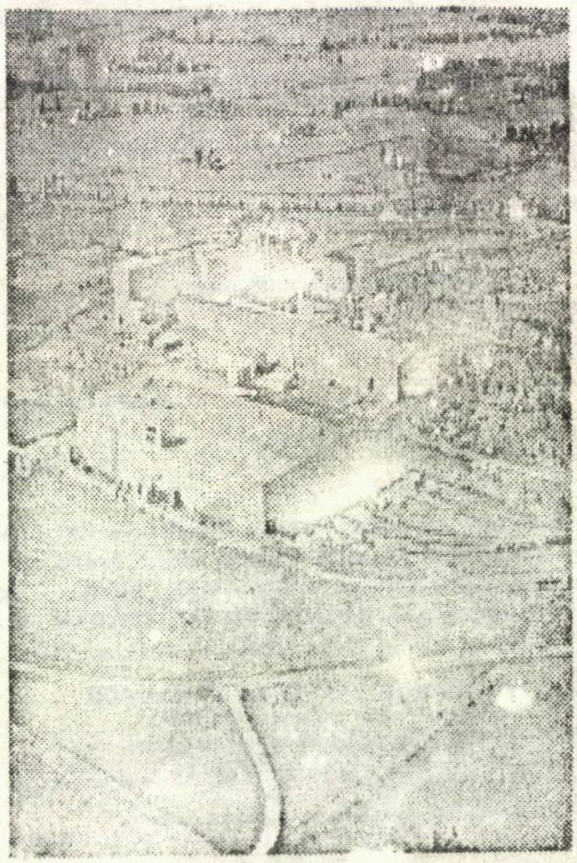
A. Nicolae, Dina Vasilica, D. Constantinescu: **Extensive procedures to increase the fuel utilization degree**
The metallurgical ovens and equipment are big energy consumers. An energy calculation is presented in the paper.
The importance of the material preaheating is analysed in the paper.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, *31*

Gr.Dobrescu: **Some considerations concerning dies with integrated ejector for forgings produced on mechanical and hydraulic power presses.**
Optimal solutions are presented in the paper in order to increase reliability and safety and to lower costs.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *35*

Stefania Zuca, N.Ene: **Obtaining of high purity titanium by electrorefining in molten salts**
The paper deals with electrorefining of titanium in electrolytes with diferent composition. One electrorefining cell is represented. Work is remarkable through versatility and utility concerning waste regeneration.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *37*

D. Raseev, Maria Talle: **Optimization of pre- and post-boriding heat treatments of three cone drills**
Through microstructure and microhardness studies, the boriding termochemical treatment inclusion in complex heat treatment cycles is investigated with the end goal of achieving optimal features required by the three cone bit leg bolts.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *44*

Gh.Zirbo, V. Soporan: **Contributions to solidification modelling for die castings**
The paper comes with a general method of investigation of die casting solidification gives details on works in this field, a solidification heat transfer model, equations for a bidimensional model, a method to find solutions for the suggested model and the use of the model to find the heat transfer coefficients for a pressure on the solidifying alloy and for various die wall thicknesses.
Metalurgia 45 (1993), nr. 9, p. *53*



CONTRIBUTII LA IMBUNATATIREA STRUCTURII PRODUCTIEI SIDERURGICE DIN ROMANIA (II)

Ing. Chitu Gh., ing. Ursu V. S. C. ICEM - S. A.

C.Z.:669.14

In partea I a lucrarii, publicata în numarul anterior al revistei, au fost prezentate **unele constatari rezultate din cercetarea structurii productiei de laminate finite pline si tevi.**

In conformitate se vor evidentia **aspectele deosebite** cu privire la posibilitatile de îmbunatatire a competitivitatii unor produse cu prelucrare avansata realizate de siderurgia româneasca.

De asemenea, se vor prezenta **unele concluzii** cu privire la **structura consumului, exportului si importului de produse siderurgice finite si a factorilor care au determinat situatia actuala.**

In final se vor enumera si unele din **masurile deosebite** care se impun a fi realizate pentru **îmbunatatirea calitatii, structurii si eficientei productiei** siderurgiei românesti.

PRODUSE CU GRAD RIDICAT DE PRELUCRARE

Dotarea metalurgiei noastre asigura si posibilitatea realizarii unor produse finite prin trefilare sau alte operatiuni de prelucrare avansata, prin care se confera o mai mare valoare sortimentelor respective.

La nivel mondial produsele trefilate reprezinta mai mult de 10% din productia de laminate finite pline.

De fapt metalurgia în tarile industrializate este **rentabila,** în primul rând, prin **gradul înalt de prelucrare a otelului,** iar prin actiunile de modernizare- retehnologizare desfasurate în ultimii 10-15 ani s-a actionat foarte mult în aceasta directie a **diversificarii, specializarii si cresterii ponderii produselor cu valoare mare,** insistându-se mai putin pe dezvoltarea cantitativa si a productiei de "masa" (sortimente obisnuite).

La nivel mondial productia de trefilate depaseste 30 mil.t/an, din care aproape 2/3 se realizeaza în tarile industrializate, pondere mare detinând **Anglia, Franta, Germania, Italia, Japonia, S.U.A.** In ultimii ani a crescut productia unor astfel de sortimente în unele tari în curs de dezvoltare cum sunt: Argentina, Brazilia, Cehia si Slovacia, Coreea de Sud, Turcia.

In acest domeniu tendinta firmelor din statele dezvoltate este de a exporta produse din oteluri superioare si cu grad ridicat de prelucrare si de a importa trefilate din marci obisnuite.

Profile formate la rece

Productia în anul 1989 a fost de 218 mii t (nivel maxim în 1988 - 231 mii t) si s-a diminuat de aproape cinci ori în anul 1992, la 45 mii t. Declinul atât de accentuat al productiei este determinat de recesiunea generala a economiei, dar si de o insuficienta cunoastere a avantajelor profilelor formate la rece.

Pretul de vânzare la export în anul 1991 a fost de 400 $/t si de 415 $/t în 1992, majorarea pretului fiind un semnal de crestere a cererii pe piata externa. Aceste preturi la export au fost cu 85- 135 $/t mai mari decât cele încasate pe profilele laminate la cald.

Pentru a vedea calitatea si valoarea unor astfel de sortimente produse în alte tari, se va exemplifica **Germania,** care exporta profile formate la rece cu 944 $/t si importa cu 554$/t.

Uzinele noastre care realizeaza profile formate la rece ar trebui sa extinda gama sortimentala fabricata, pentru cresterea desfacerii si a valorii produselor respective, în special pe piata externa, asa cum au reusit sa obtina firme din Cehia si Slovacia, care au vândut în 1992 în Germania cantitatea de 3262 t, în Polonia cantitatea de 1 730 t, în Slovenia cantitatea de 4157 t, în Ungaria cantitatea de 15 384 t s.a.

Otel calibrat (bare trase)

Productia de bare trase în anul 1989 a fost de 200 mii t (**nivelul maxim s-a realizat în anul 1986 si a reprezentat 222 mii t)** si s-a diminuat continuu pâna la 69,5 mii t în anul 1992 (reducere de 2,9 ori).

Influenta asupra productiei a avut blocajul financiar dar si lipsa de materie prima pentru trefilare, în special profile mijlocii si usoare din otel aliat, deoarece unii producatori au preferat sa vânda mai multe laminate la export în defavoarea prelucrarii metalurgice în continuare.

In astfel de situatii apare ca necesar **rolul de coordonator al societatilor de strategie (holdinguri),** care trebuie sa asigure cooperarea între uzine, în asa fel încât sa se produca **sortimente cu eficienta cea mai ridicata.**

Capacitate de productie la bare trase din otel aliat, inclusiv pentru rulmenti, rapid, inoxidabil, exista (cca 25% din total) si daca se va asigura materia prima se pot realiza produse cu valoare mai mare, ca în anul

1991, când la export s-a obtinut un pret de 528 $/t, iar în anul 1992 de numai 356 $/t, deoarece au predominat sortimentele din otel carbon.

Exportul mondial de bare trase se apropie de 500 mii t/an, din care tarile industrializate realizeaza mai mult de 3/4, printre marii producatori si exportatori situându-se **Germania, Japonia, Anglia, S.U.A., Italia, Franta.**

In exportul de bare trase realizat de statele cu o siderurgie dezvoltata, 35-40% sunt sortimente produse din otel aliat si 5-6% din otel rapid si inoxidabil.

Unele firme occidentale s-au specializat pe anumite game de produse pe care le fabrica eficient si au un profit substantial, reusind sa vânda cu preturi foarte mari (2000-6000$/t), din care s-au importat si în România cu 4063 $/t în anul 1991 (din otel inox).

Multe din tarile industrializate au o situatie similara României în privinta materiilor prime (Japonia, Germania, Franta, Italia s.a.) pe care le importa, inclusiv minereuri pentru feroaliaje, dar prelucreaza otelul avansat si nu se limiteaza la sortimente de masa (profile grele, mijlocii si usoare, tabla groasa etc.).

Metalurgia românească are **posibilitati (capacitati) sa realizeze produse cu grad avansat de prelucrare** si se poate apropia de unele tari cu siderurgie modernizata, daca activitatea ar fi mai bine organizata si uzinele informate în mai mare masura asupra conjuncturii internationale.

Sârma trasa la rece

Trefilarea acestui produs se realizeaza din sârma laminata, la care **productia s-a diminuat** permanent, de la un maxim de 852 mii t în anul 1986, la 708 mii t în anul 1989, pâna la 231 mii t în 1992.

Tabelul 1

Ponderea sortimentelor de sârma trasa în exportul României în comparatie cu CEE în perioada 1985 - 1992
Drawn wire types shares in Romania and EEC between 1985 and 1992

Grupa de produse exportate	Ponderea în exportul de sârma trefilata				
	CEE, %		România, %		
	1985	1989	1985	1989	1992
Sârma cu rezistenta sub 50 daN/mm^2	65,2	62,0	91,7	78,7	92,7
Sârma cu rezistenta peste 50 daN/mm^2	22,8	25,6	1,4	12,6	6,1
Sârma otel aliat	12,0	12,4	6,9	8,7	1,2

Ca urmare, productia de sârma trasa la rece a evoluat astfel:545 mii t în 1989 si 198 mii t în 1992, gradul de trefilare al sârmei laminate fiind de 77%, respectiv 85,7%.

Din totalul sârmei trase la rece, la grupa cu rezistenta peste 50 daN/mm^2, în anul 1989 s-au produs 133 mii t (participatie 24,4%) iar în anul 1992 numai 46 mii t (23,3%).

In alte tari productia de sârma trefilata a fost în crestere, iar statele dezvoltate au majorat ponderea sortimentelor cu rezistenta mai mare de 50 daN/mm^2 si aliate, inclusiv la export. In România, in ultimii trei ani, nici din acest punct de vedere nu s-a actionat corespunzator, dupa cum rezulta si din tabelul 1.

Având în vedere realizarile anului 1989, deci posibilitatile siderurgiei românesti, se impun o îmbunatatire a structurii productici de sârma trasa la rece si cresterea ponderii sortimentelor din otel aliat, rezistive, s.a.

Electrozi de sudura

Pentru astfel de produse (care valorifica destul de bine materiile prime importate) exista capacitatea pentru realizarea unei productii de cca 76 mii t/an, care ar reprezenta 9-10% din sârma trasa la rece, comparativ cu 6-7% la nivel mondial.

Daca siderurgia noastra ar realiza electrozi de sudura la nivelul dotarilor, ar avea o pondere de cca 3% din productia mondiala, care depaseste 2 mil. t/an (S.U.A., Japonia, C.S.I, C.E.E. realizeaza 4/5 din total).

Productia de electrozi a **României a fost de 87 mii t în 1989 si 28 mii t în 1992** (nivelul maxim a fost de 93 mii t si s-a realizat în anul 1986).

Desi pretul la export în 1992 a fost în crestere cu cca 5% fata de 1991 (674 $/t comparativ cu 623 $/t), s-au livrat cu 22% mai putini electrozi de sudura din cauza diminuarii productiei.

Cabluri din otel

Productia de cabluri de tractiune în anul 1989 a fost de 39,2 mii t, iar în anul 1992 s-a redus de 2,1 ori, ajungând la 19,1 mii t.

Diminuarea productiei a avut influenta si asupra exportului, care în anul 1989 a fost de 10,4 mii t si a scazut continuu pâna la 794 t în anul 1992, cu toate ca pretul de vânzare a fost de 901 $/t, în crestere fata de 1991 (când s-au obtinut 636 $/t).

La nivel international se produc cca 1,5 mil. t cabluri din otel, iar România are capacitate pentru 53 mii t/an (cca 3,5% din total mondial). Printre marii producatori de cabluri de tractiune se pot enumera: Japonia, Germania, S.U.A., Austria, Cehia si Slovacia, Polonia, Franta, Belgia.

Produsele de acest gen, realizate de statele cu o siderurgie modernizata, au preturi de vânzare cuprinse între 1600 si 3500 $/t.

Cord metalic

România are capacitate instalata pentru a realiza **cca 10 mii t/an**. Productia a evoluat astfel: 10,2 mii t în 1989 (11,9 mii t a fost nivelul maxim realizat în 1986) si 3,5 mii t în 1992.

Asupra cantitatii de cord realizate de siderurgie, o mare influenta o are evolutia productiei de anvelope si benzi de cauciuc armate cu insertie metalica.

La export nu s-au livrat decât 530 t în anul 1989 si 85 t în anul 1990, desi pretul de vânzare al acestui produs depaseste 1000 $/t.

Pentru penetrarea pe unele piete externe, este necesara adaptarea structurii productiei, în vederea asigurarii în mai mare masura a dorintelor beneficiarilor, si în special realizarea într-o proportie mai mare a cordului metalic de dimensiuni mici.

Plase sudate

Nivelul realizarilor a oscilat mult si a fost determinat de activitatea de investitii.

Cu toate ca exista instalatii în functiune pentru cca 100 mii t/an, productia în anul 1989 a fost de 66 mii t si s-a diminuat la 19,1 mii t în 1992 (reducere de 3,5 ori). Cea mai ridicata productie a fost obtinuta în anul 1980 (113 mii t).

La export s-au livrat în 1992 numai 3370 t fata de 6809 t în anul 1991. Pretul obtinut în 1992 a fost de 333 $/t, comparativ cu 476 $/t realizat de Germania în acelasi an, care a vândut 215 mii tone plase sudate pe pietele externe (din sârma cu diametrul mai mare de 3 mm), din care 4 mii t din sârma zincata (cu 1666 $/t).

Lanturi

Comparativ cu anul 1989, în anul 1992 productia s-a redus de 2,7 ori (de la 7,6 mii t, la 2,8 mii t), desi exportul a fost în crestere, adica au existat posibilitati de desfacere, iar pretul de 867 $/t este acceptabil, cu toate ca alte tari au vândut lanturi cu cca 1100 $/t.

Cuie

Siderurgia noastra realizeaza un sortiment restrâns de cuie si, ca urmare, la export în anul 1992 s-a realizat un pret mediu de numai 387 $/t, chiar mai redus decât în anul precedent (1991) când a fost de 411 $/t, comparativ cu alte tari care au exportat cu cca 800 $/t.

Tevi zincate

Aceste sortimente sunt în general incluse în grupa de produse tubulare pentru instalatii.

Cu toate ca în anul 1992 pretul la tevi zincate a fost în crestere cu 10,3%, de la 526 la 580 $/t, totusi cantitatea livrata la export a fost diminuata, ponderea fata de anul 1989 fiind cu aproximativ 48% mai mica.

Trebuie remarcat faptul ca tevile nezincate pentru instalatii s-au livrat la export în anul 1992 cu 429 $/t, deci cu 33% mai ieftine.

Alte tari în anul 1992 au exportat tevi zincate cu 670 $/t iar Germania cu 957 $/t (deci cu un pret mai mare cu 65% decât România).

In anul 1992 Germania a importat aproape 70 mii t tevi zincate, din care 10,5 mii t din Cehia si Slovacia, si a exportat 12,2 mii t, dar produse cu o valoare mult mai mare, de unde se poate vedea înca o data preocuparea unor firme straine de a realiza si vinde sortimente de o calitate superioara.

Sârma zincata

Productia maxima s-a realizat în anul 1980 si a fost de 106 mii t, s-a diminuat în 1989 la 42 mii t, iar în 1992 la 29 mii t, ponderea în total la sârma trasa la rece fiind de 7,7%, respectiv 14,6%, ceea ce este un lucru pozitiv, reliefat si în cresterea exportului. Daca în 1991 s-au exportat 58 t sârma zincata, în anul 1992 s-au realizat 4168 t.

In anul 1992 România a vândut sârma zincata cu 504 $/t si cu 334 $/t pe cea nezincata.

Alte tari au exportat sârma zincata la un pret mediu de 674 $/t, între care si Cehia si Slovacia, Polonia, China s.a.

Germania a livrat pe piete externe sârma zincata cu rezistenta peste 50 DaN/mm^2 la un pret de 1155 $/t (cantitate de aproape 6000 t).

In finalul analizei sortimentelor cu grad ridicat de prelucrare metalurgica, trebuie semnalat ca, în vederea cresterii ponderii acestora în total produse finite si a competitivitatii, sunt necesare:

» *analize în continuare si mai detaliate, specifice fiecarei grupe sau sortiment;*

» *fabricarea produselor dupa standardele* **EN** *sau* **ISO;**

» *informarea uzinelor asupra conjuncturii internationale si cresterea flexibilitatii în adaptarea la cerintele pietei interne si a celei externe.*

STRUCTURA CONSUMULUI DE PRODUSE SIDERURGICE

Ponderea sortimentelor în consumul intern total de produse siderurgice finite în economie a evoluat conform datelor prezentate în tabelul 2.

Modificarile de structura a consumului de produse siderurgice au fost determinate de evolutiile

Tabelul 2

Structura consumului intern de produse siderurgice în perioada 1989 - 1992
Home consumption structure during 1989- 1992

Denumirea grupei de produse	Anii			
	1989	1990	1991	1992
Consum total de prod. finite în ramuri economice din care:	100	100	100	100
Laminate finite pline	60,3	57,9	53,5	5,1
Table si benzi LR	14,4	13,2	15,1	18,7
Tevi	14,1	16,4	14,2	16,0
Produse cu prelucrare avansata	11,2	12,5	17,2	15,2

productiilor la care se utilizeaza metalul, precum si de exportul realizat în perioada 1989-1992.

In ultimii trei ani s-au redus productiile de utilaje tehnologice, nave, vagoane, masini-unelte, autocamioane grele etc. si a început sa creasca ponderea bunurilor cu folosinta îndelungata pentru populatie, la care se utilizeaza o cantitate mai mare de sortimente cu prelucrare avansata.

Astfel în 1992, în economie, ponderea tablelor si a benzilor laminate la rece, comparativ cu 1989, s-a majorat cu 30%, la tevi cu 14% si la celelalte produse cu 33%. In schimb, la laminate finite s-a redus ponderea în consumul intern, în ramurile economice cu 17%. De asemenea a scazut ponderea în consumul a sectoarelor producatoare de masini, utilaje si alte produse care valorificau mai bine metalul, dupa cum urmeaza:

- DICM (ponderea în total consum, în 1992/1989) = 30,3% / 38,9%
- DIEEMF = 5,8% / 6,6%

Ca urmare a prelucrarii în tara a unei cantitati mai mici de produse siderurgice finite, precum si a cresterii ponderii metalului destinat exportului, s-a diminuat valoarea realizata din materiile prime si resursele energetice importate.

Din cercetarile efectuate a mai rezultat ca necesarul de produse siderurgice finite al economiei (consumul) a fost asigurat din productia interna, în urmatoarea proportie: 1989 = 94,1%; 1990 = 92,9%; 1991 = 94%; 1992 = 97,2%.

STRUCTURA EXPORTULUI DE PRODUSE SIDERURGICE

Cu privire la exportul de metal al României pe structura, relatii, zone geografice etc., se vor prezenta sintetic urmatoarele aspecte:

» *Dotarea actuala asigura realizarea multor produse, din care unele pot fi exportate cu pret bun., chiar peste media practicata pe piata internationala. Desigur sunt si multe produse exportate de siderurgia românească la preturi mai mici decât s-au realizat pe plan mondial. In continuare se vor exemplifica produse exportate în anul 1992 din ambele categorii (tab. 3).*

» *Metalurgia este o industrie care se poate autosustine, deoarece prin export de produse siderurgice finite poate compensa importul de materii prime si resurse energetice (în medie, cu import de 1 $ se exporta produse de minimum 2 $).*

» *In general exportul României de produse siderurgice este constituit preponderent din sortimente cu valoare mica, pretul mediu realizat în 1992 fiind de cca 300$/t.*

Tabelul 3

Preturi realizate de România la exportul unor produse siderurgice finite în anul 1992
Prices achieved by Romania for exported steel end products in 1992

Denumirea produsului exportat	Pret realizat de România la export, $/t	Pret mediu mondial, $/t	Diferenta între România si celelalte tari	
			$/t	%
Tabla zincata	507	462	+ 45	+ 9,7
Tabla si banda laminata la rece	407	380	+ 27	+ 7,1
Sârma laminata	290	270	+ 20	+ 7,4
Otel beton	233	250	- 17	- 6.8
Tabla mijlocie si groasa	295	340	- 45	- 13,2

Tabelul 4

Ponderea grupelor de produse în exportul României în anii 1989 si 1992
Steel products groups' share in the 1989 - 1992 Romanian export

Denumirea grupei de produse	Ponderea în exportul total de metal, %		Modificarea în 1992 comparativ cu 1989,	Pretul mediu realiz. la exp. în 1992,
	1989	1992	+/-%	$/t
Laminate finite pline	80,5	86,8	+7,8	270
Tevi total	12,8	7,6	- 60,6	565
Produse cu prelucrare avansata	6,7	2,0	- 3,3 ori	512
Semifabricate (tagle pt. relaminare)	-	3,6	...	199

» *In anul 1992, comparativ cu anul 1989, a crescut participatia laminatelor finite pline, care au un pret redus la export, si s-a diminuat ponderea tevilor si a produselor cu prelucrare avansata, dupa cum rezulta din tabelul 4.*

» *Necunoasterea conjuncturii mondiale a avut ca efect o lipsa de orientare în contractarea exportului, dupa cum rezulta din tabelul 5, în care sunt exemplificate unele produse la care s-au livrat pe piata externa cantitati mai mari sau mai mici, desi preturile au scazut, respectiv au fost în crestere.*

Astfel de operatiuni de comert exterior au constituit una din cauzele pentru care pretul mediu al exportului de metal livrat de siderurgia româneasca s-a diminuat continuu în perioada 1990-1992, cu urmatoarele rate anuale (reducere fata de anul anterior - numai pe relatia DC): 1990 = -3,1%; 1991 = -9,1%; 1992 = -9,3%.

Tabelul 5

Exportul de produse siderurgice românesti în perioada 1991 - 1992
Romanian steel products export during 1991 - 1992

Denumirea produsului exportat de România	1991		1992		Modificarea:			
	mii t	$/t	mii t	$/t	Cantitatea		Pretul	
					mii t	%	$/t	%
Profile mijlocii si usoare	140	313	184	281	+44,0	+31,4	-32,0	- 10,2
Otel beton	258	269	439	233	+181	+70,2	-25,0	-13,4
Tevi laminate pt. constructii	4,2	613	18,9	525	+14,7	+4,5 ori	-88,0	-14,4
Otel calibrat	2,9	528	5,7	356	+2,8	+ 2 ori	-172	-32,6
Sârma laminata	9	268	5,0	290	-4,0	-45,0	+22,0	+8,2
Conducte sudate cu ϕ < 14 3/4	14,8	320	11,3	449	- 3,5	-23,6	+129	+40,3
Conducte laminate cu ϕ < 14 3/4	45,8	522	43,0	609	-2,8	-6,1	+87,0	+16,7
Cabluri din otel	1,3	636	0,8	901	0,5	-38,5	+265	+41,7
Electrozi de sudura	4,5	623	3,5	674	-1,0	-22,2	+51	+8,2

In ceea ce priveste exportul pe relatii si diverse piete, situatia este urmatoarea:

* Ponderea exportului pe relatii,%:

Relatia	1988	1989	1990	1991
Tari CAER	32,8	38,5	15,5	9,2
Alte tari	67,2	61,5	84,5	90,8
Din total export pe diverse piete s-au livrat urmatoarele cantitati, mii t:				
CEE		236	145	273
Japonia		346	81	70
S.U.A		43	49	26
Alte tari vest - europene		648	355	153
Tari din alte continente		198	564	430
Orientul Mijlociu		179	---	45

IMPORTUL DE PRODUSE SIDERURGICE

Concluziile principale desprinse din cercetarea efectuata sunt:

¤ Importul de produse siderurgice finite pentru asortarea consumului pe sortotipodimensiuni a reprezentat 5,9% în anul 1989; 7,1% în anul 1990; 6% în anul 1991 si 2,8% în anul 1992.

¤ Rata anuala de reducere a cantitatii de produse finite importate a evoluat astfel (calculata fata de anul precedent):1990 = -3,2%, 1991 = -43,3%; 1992 = -74,2%.

¤ Din import s-au asigurat si unele semifabricate pentru prelucrare în cadrul metalurgiei, cum sunt:

* tagle pentru tevi: 226 mii t în 1989; 205 mii t în 1990; 5,7 mii t în 1992;
* tagle pentru relaminare: 30,1 mii t în 1991;
* sleburi: 27,3 mii t în 1992.

Ponderea semifabricatelor în total import a fost urmatoarea:

1989 = 36,5%; 1990 = 36,5%; 1991 = 12,3%; 1992 = 37,5%.

Diferenta o reprezinta produsele siderurgice finite importate pentru consum în restul economiei (asa cum s-a prezentat la primul punct).

» *Printre produsele finite importate în cantitate mai mare sunt:*

* tabla si banda laminata la rece pentru autovehicule;
* tabla electrotehnica pentru transformatoare;
* tabla cositorita pentru ambalaj alimentar;
* sina c.f.;
* tevi din otel aliat si inox;
* electrozi speciali de sudura etc.

» *Ponderea importului de produse siderurgice în anul 1992 pe zone geografice se prezinta astfel, %:*

* C.E.E.	56,8
* Alte tari vest-europene	1,8
* Japonia	0,2
* C.S.I.	26,0
* Alte tari est-europene	15,2

FACTORII CARE AU INFLUENTAT STRUCTURA PRODUCTIEI

In urma analizei efectuate a rezultat ca asupra structurii productiei, consumului si exportului de produse siderurgice finite au influentat o multitudine de factori, din care mai semnificativi au fost:

» *evolutia unor ramuri si produse consumatoare de metal (solicitarile beneficiarilor interni);*

» *capacitatile de productie instalate;*

» *nivelul tehnic, tehnologic, calitatea produselor si costurile de fabricatie;*

» *posibilitati de desfacere pe piete externe (si de aprovizionare cu produse siderurgice din import);*

» *gradul de asigurare a conditiilor materiale si energetice necesare.*

CONCLUZII

Printre concluziile si masurile rezultate în urma cercetarilor efectuate si enumerate în lucrare, care pot contribui la ridicarea nivelului calitativ al produselor si a eficientei fabricatiei, sunt urmatoarele:

* *Elaborarea unei strategii a calitatii productiei industriei siderurgice, în care sa fie incluse si solutionate si probleme ca:*

¤ preocuparea pentru ca îmbunatatirea calitatii productiei sa devina obiectiv prioritar;

¤ implementarea "Sistemului de asigurare a calitatii";

- urgentarea actiunii de introducere în fabricatie si de realizare a produselor siderurgice la nivelul cerintelor normelor europene (EN) sau internationale (ISO);
- perfectionarea activitatii în editarea de cataloage cu produsele siderurgice realizate.

* *Restructurarea (introducerea în conservare) a capacitatilor de productie cu potential tehnic si de eficienta scazuta.*

In anul 1992, gradul de utilizare a capacitatilor de productie a fost: cocs = 41,9%; fonta = 28,5%; otel = 37,0%; laminate = 25,4%; tevi = 21,1%; produse cu prelucrare avansata = 7-47%.

La data de 1.ian.1993, din capacitatile existente, erau introduse în conservare: fonta = 14,1%; otel = 12,8%; laminate = 11,9% s.a.

* *Siderurgia româneasca are posibilitatea de a realiza o gama diversificata de produse finite din otel.*

Din ampla cercetare efectuata a rezultat ca în industria siderurgica se impun a fi elaborate masuri pentru cresterea flexibilitatii si adaptarea rapida la cerintele economiei de piata, în mod concret ale beneficiarilor.

In acest scop sunt necesare:

- perfectionarea conducatorilor de societati comerciale în probleme de management si marketing;
- efectuarea de studii de piata (marketing);
- informarea permanenta asupra conjuncturii mondiale.

* *Cresterea preocuparii pentru producerea si extinderea utilizarii otelurilor aliate, care pot contribui mult la ridicarea valorii produselor siderurgice si la diminuarea consumului de metal în economie.*

* *Dotarile actuale ale siderurgiei permit o crestere a ponderii sortimentelor cu prelucrare avansata, în care scop sunt necesare studii mai aprofundate si permanente, pentru a utiliza mai eficient posibilitatile existente.*

Tabelul 6

Pretul mediu la export al produselor siderurgice în anul 1992, comparativ cu realizarile din alte tari
Average export prices in 1992 for Romanian steel products versus other countries

Denumirea produsului	Pretul mediu realizat la export în anul 1992		Diferenta (+/-) între pretul obtinut de România si celelalte tari
	România	celelalte tari	
Tabla zincata	507	462	+ 45
Tabla si banda LR	407	380	+ 27
Sârma laminata	290	270	+ 20
Profile grele mijlocii si usoare	282	338	- 56
Otel beton	233	250	- 17
Tabla mijlocie si groasa	295	340	- 45
Tevi trase la rece	874	1075	- 211
Profile formate la rece	412	554	- 142
Sârma trasa la rrece	344	579	- 235
Otel calibrat (bare trase)	356	644	- 288
Electrozi de sudura	674	2700	- 2026
Cabluri de otel	901	1688	- 787
Plase sudate	333	476	- 143
Lanturi	867	1143	- 276
Cuie	387	790	- 403
Tevi zincate	580	669	- 89
Sârma zincata	752	800	- 48

* *Analizarea eficientei economice a fabricatiei de sortimente destinate exportului care au rentabilitate scazuta, în vederea stabilirii unor masuri care sa fie incluse în programul de restructurare al fiecarei unitati producatoare si în strategia calitatii productiei siderurgice românesti.*

Asupra competitivitatii produselor siderurgice livrate la export unele indicii cu privire la calitatea si

eficienta acestora pot fi deduse si din datele cuprinse în tabelul 6.

In sinteza, România exporta metal cu 300 $/t si importa cu 500 $/t (pret mediu), de unde rezulta ca este mai eficient ca produsele siderurgice sa fie realizate de metalurgia proprie, care trebuie în viitor modernizata asa cum au procedat si tarile industrializate sau alte state în curs de dezvoltare.

Exportul total de produse siderurgice raportat la productia de laminate finite pline, în perioada 1989-1992, a avut o pondere de 31,2-43,6%, comparativ cu 5-75% realizat la nivel mondial în ultimii sapte ani.

* *Analizarea problemelor în cadrul acestei lucrari cu privire la structura produselor siderurgice reliefeaza necesitatea si oportunitatea unei mai ample coordonari a uzinelor producatoare în asigurarea bazei materiale si a fondurilor necesare desfasurarii activitatii, în asimilarea de noi produse, prin care sa se valorifice mai bine excedentele din import, în managementul proprietatii etc.*

Pentru realizarea acestor deziderate sunt necesare societati de strategie (holdinguri) puternice, bine dimensionate ca personal si dotate cu tehnica de calcul, la care sa fie interconectate toate uzinele din ramura.

Din cercetarile întreprinse a rezultat un mare decalaj între evolutia conjuncturii internationale si adaptarea productiei la cererile pietei externe, ca urmare a lipsei de informatii referitoare la oscilatiile preturilor, a capacitatii de absorbtie pe diverse zone sau tari, ceea ce are ca urmare o rentabilitate mult diminuata, greutati în desfacerea produselor etc.

Pentru rezolvarea unor astfel de probleme, de un real folos pot fi studiile elaborate de **ICEM S.A.**, care are o banca extinsa de date si specialisti care pot oferi consulting. Se recomanda uzinelor sa procure astfel de lucrari elaborate de ICEM S.A., pe probleme de restructurare, comert exterior, retehnologizare etc.

*
* *

In încheiere, se poate arata ca **metalurgia** are perspective de dezvoltare atât în România cât si la nivel mondial, cu toate perioadele de recesiune care vor mai aparea, deoarece **otelul** este un material care în multe ramuri si produse detine rolul de "**monopol**", o perioada îndelungata **neputând fi substituit** (exemple de produse realizate predominant din otel: **mijloace de transport**: terestru, naval si chiar aerian; **echipamente**: energetice, miniere, metalurgice, chimice, refractare; masini-unelte; utilaje agricole ; în **constructii**: poduri, hale, cai ferate, armarea betoanelor, centrale nucleare-electrice; tehnica militara s.a.).

Este necesar un sprijin mai substantial din partea Guvernului, asa cum se practica si în alte state, în asigurarea fondurilor necesare restructurarii (subventii), credite cu dobânda mica (sub 10%), prioritate în asigurarea importului de materii prime, resurse energetice, facilitarea obtinerii unor credite externe, asigurarea altor conditii pentru functionarea continua a metalurgiei etc.

Relansarea productiei industriei metalurgice va opri declinul economiei si va propulsa România pe **curbe ascendente** de dezvoltare.

Numai procedând astfel se va elibera tara din recesiunea puternica în care se afla în prezent.

Orice efort "scump" pentru metalurgie va fi în final "ieftin" pentru economia României.

REVISTA REVISTELOR

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr. 2

Proprietati fizice si mecanice

- Modificarea tensiunilor remanente în fontele cu grafit nodular revenite austenitic datorita tensiunii ciclice, p.321

Materiale si procese noi

- Abordare generala a problemei si descrierea unei metode propuse pentru calculul unor caracteristici ale meniscului în prelucrarea materialelor, p.328

- Determinarea formei de echilibru si a volumului optim al picaturilor de lipitura tare în asamblarea circuitelor integrate montate pe suprafata, p.336

"SIDEX" - 25

Dr. ing. Fl. Strugari sef Serviciu Tehnic
" SIDEX" S. A. Galati

C.Z.: 669.33

In noaptea de 7 spre 8 iunie 1993 s-au împlinit **25 de ani de la inaugurarea fluxului tehnologic integrat "fonta, otel, sleb, tabla groasa".**

Cu prilejul acestei aniversari s-au organizat în zilele de 11 si 12 iunie 1993 o serie de manifestari din care prezentam:

- Simpozionul de comunicari privind dotarea Combinatului Siderurgic "SIDEX" S.A. Galati. Realizari si perspective
- Sedinta Societatii Române de Metalurgie
- Actul de sfintire a Combinatului

Lucrarile Simpozionului s-au desfasurat în sala de spectacole a Casei de cultura a sindicatelor si au fost conduse de dl.ing.Sandu Ioan Florentin, director general al C. S. "SIDEX"S.A. GALATI. Au participat personalitati politice si guvernamentale, proiectanti si cercetatori, cadre universitare si persoane din combinat. Au onorat invitatiile de a participa la aceasta aniversare multi dintre veteranii proiectarii, construirii si exploatarii acestui combinat, cum au fost: ing. Potoceanu Ion, ing.Trotus Costache, ing.Popescu Constantin, ing.Dulama Dan, ing.Dinu Ion, ing.Moldovan Ion Aurel si altii.

Au luat cuvântul domnul subprefect Mandru, care a precizat "locul S. C. SIDEX S. A. GALATI în orasul si judetul Galati sub aspect economic si social", dl.dr.ing.Radu Gelu Constantin, secretar de stat-seful Departamentului Industriei Metalurgice, care a vorbit despre "restructurarea industriei siderurgice românesti si viitorul S.C."SIDEX" S.A.GALATI în cadrul acesteia", dl.ing.Ion Prisecaru, directorul IPROMET, care a prezentat "nivelul dotarilor tehnice a S.C."SIDEX" S.A. si strategia de modernizare si retehnologizare", dl.ing.Ianc Petre, de la ICEM Bucuresti, care s-a referit la "rolul si locul cercetarii stiintifice în dezvoltarea tehnologica a S.C."SIDEX" S.A.GALATI".

Comunicarile din partea noastra au fost facute de dl.ing.Nicolae Dumitru, director general adjunct, care a prezentat "realizarile obtinute în cei 25 de ani de flux integrat", dl.ing.Florea Alexandru, director tehnic, care a vorbit despre "nivelul calitativ al produselor realizate de S.C."SIDEX" S.A.GALATI", dl.ing.Chiculita Mihai, care a evidentiat "problemele ecologice ale S.C."SIDEX" S.A.GALATI în perspectiva pastrarii naturale a mediului", iar dl.ec.Zaharia Constantin, director programe si orientare economica, a prezentat comunicarea "eficienta produselor S.C."SIDEX" în contextul pietei internationale".

O parte din lucrarile sustinute au fost prezentate în numarul festiv. Cu acest prilej au luât cuvântul si unii specialisti prezenti la lucrarile simpozionului, cum sunt: ing.Mircea Popescu, prof.Grosu Vasile, Sârbescu Manole, liderul sindicatelor din combinat, si altii.

In luarile de cuvânt s-a aratat ca, în etapa actuala si în perspectiva, Combinatului nostru îi revine rolul de "locomotiva a economiei romanesti".

Cu prilejul acestor manifestari, în dupa amiaza zilei de 11 iunie - Prea Sfintitul Casian Galateanul, Arhiereu Vicar al Dunarii de Jos, cu un sobor de preoti a savârsit actul de sfintire a Combinatului. Acest moment a avut o semnificatie deosebita în viata spirituala a salariatilor din Combinat.

Actul de sfintire a început la sala de protocol "SIDEX", continuând la Turnatoria mixta, Cocserie, Furnalul nr.6, Otelaria nr.1, LBC, LBR si Cantina combinatului.

Asa cum arata Prea Sfintitul Casian Galateanul, Combinatul Siderurgic Galati reprezinta un oras de credinciosi care slujesc cu credinta pentru familiile lor, pentru prosperitatea acestui oras, blamat uneori pentru dimensiunile sale, aratându-se ca în fonta si otelul realizate aici propulseaza industria românească, fara de care nu se poate concepe existenta noastra.

REVISTA REVISTELOR

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr.6

- Tehnologia turnarii Raport pe anul 1992. Din activitatea VDG (Uniunea turnatorilor germani), p.155

- Institutul pentru tehnologia turnarii în anul 1992, p.189

HUTNIK, POLONIA, 1993, Nr.2

- Prin produse si tehnologii moderne, spre restructurarea eficienta a industriei otelului, p.34

REALIZARILE OBTINUTE IN CEI 25 DE ANI DE FLUX INTEGRAT AI S. C. "SIDEX" S. A. SI PERSPECTIVE. LOCUL SOCIETATII COMERCIALE "SIDEX" S. A. IN CADRUL SIDERURGIEI ROMANESTI SI INTERNATIONALE

Ing. D. Nicolae director-general adjunct "SIDEX" S. A. Galati

C. Z. 669.33

Astazi, când se împlinesc **25** de ani de functionare, **Combinatul Siderurgic Galati** a devenit cel mai important producator de laminate din tara noastra, asigurând marea majoritate a necesarului de table si benzi solicitate de toate ramurile economiei nationale.

In cei 25 de ani parcursi de la punerea în functiune a fluxului metalurgic integrat au fost produse **121 mil.t otel,103 mil.t laminate 14 mil.t cocs metalurgic, 14 mil.t table si benzi laminate la rece, 1100 mii t tabla zincata si peste 200 mii t tevi sudate.**

Rolul si importanta siderurgiei galatene în cadrul economiei românesti sunt reflectate de ponderea detinuta în cadrul productiei ramurii; în prezent la Galati producem 63% din totalul de cocs al tarii, 80% din productia de fonta, 58% din productia de otel, 51% din productia de laminate si 89% din productia de tabla si banda laminata la rece.

De produsele noastre beneficiaza peste 1500 societati comerciale si regii autonome, cu prelucrarea metalului ocupându-se sute de mii de salariati, ceea ce semnifica importanta sociala deosebita a functionarii normale a S. C. "SIDEX" S. A. Galati.

Un loc deosebit în cadrul activitatii combinatului nostru îl constituie exportul (40-50% din productie) prin care se asigura în buna masura atât resursele valutare necesare procurarii materiilor prime din import, cât si plata a peste 40% din necesarul de gaz metan si energie electrica.

In ultimii ani activitatea productiva a S. C. "SIDEX" S.A, Galati s-a desfasurat în conditii specifice perioadei de tranzitie de la economia supercentralizata catre economia de piata, înregistrând un proces permanent de ajustare a nivelului si structurii în corelatie cu evolutia cererii pietei interne si externe.

Astazi combinatul nostru se prezinta ca un complex industrial metalurgic integrat capabil sa realizeze o gama foarte diversificata de table si benzi la cald si la rece, table zincate, table din otel inoxidabil si refractar, tevi sudate pe generatoare si toata gama sortodimensionala de piese si utilaje metalurgice.

Studiile efectuate de organismele europene specializate în domeniu, ca si dialogurile avute cu partenerii de peste hotare au atestat faptul ca la Galati dispunem de un potential real de concurenta cu producatori de otel din Europa si din întreaga lume.

Fluxurile, agregatele si instalatiile în functiune la combinatul nostru acopera practic întregul necesar de produse plate solicitate de economia nationala. Satisfacem integral cererea de table si benzi formulata de constructiile navale, de industria de autovehicule, de fabricatia de vagoane si constructii industriale, precum si de industria bunurilor de consum.

In ultimii ani am raspuns cu mai multa solicitudine la cererile micilor producatori si ale populatiei de table laminate la rece si table zincate, segment de piata neglijat în trecut.

Acoperim într-o masura tot mai mare cererea de tagle de relaminare necesare fabricatiei de otel beton, profile si sârma.

Realizam în prezent productii medii de otel de cca 10000 t pe zi, din care 60% repartizat pentru a satisface cererea de metal a economiei nationale si 40% destinat pietei externe.

Ne mentinem prezenta cu produsele noastre pe pietele mari consumatoare de metal cum sunt Europa de Vest, Japonia, China, Orientul Indepartat. Urmarim reluarea exportului cu tarile care au apartinut CAER-ului si cucerirea unor noi piete din tarile arabe, Africa si America Latina.

Exportul se dovedeste deosebit de util, cel putin din doua motive:

» *în primul rând, prin export ne asiguram resursele valutare pentru importuri. De altfel, trebuie sa mentionam ca peste 90% din exportul de metal îl realizam în conditii de barter, în contrapartida cu importul de minereu de fier, carbuni si feroaliaje;*

» *în al doilea rând, exportul prezinta mare importanta pentru combinatul nostru si pentru faptul ca, fiind prezenti pe pietele externe, ne confruntam cu concurenta. Acolo, pe pietele externe, ne dam seama în ce masura produsele corespund calitativ si ca aspect cerintelor pietei si primim semnale în legatura cu cerintele de îmbunatatire a structurii si calitatii marfurilor vândute clientilor.*

Piata este necrutatoare. Daca marfa nu este corespunzatoare calitativ esti exclus de pe piata. De asemenea esti nevoit sa te retragi de pe piata când

pretul oferit nu acopera costurile de productie si comercializare.

Contractele pe care le avem cu piata externa ne dau semnale ca produsele noastre sunt competitive si solicitate de catre clienti.

Remarcam însa faptul ca acoperim o gama prea restrânsa, dimensionala si calitativa, din cererea foarte variata de metal. Oferim si vindem pe pietele externe prea putine produse cu caracteristici superioare si grad avansat de prelucrare.

In scopul diversificarii productiei oferite la export este obligatoriu sa aducem perfectionari proceselor tehnologice si sa asiguram noi dotari care sa asigure cresterea ponderii la export a tablelor groase din oteluri slab aliate, aliate si cu caracteristici tehnice garantate, a tablelor si benzilor laminate la rece pentru ambutisare adânca si foarte adânca, a tevilor sudate pentru conducte si instalatii sub presiune. Pe aceasta cale vom putea obtine preturi superioare cu pâna la 50% pentru fiecare tona de otel elaborat si prelucrat.

O parte din aceste obiective va putea fi atinsa prin perfectionari tehnologice si de organizare a utilizarii capacitatilor în functiune.

In acest scop avem în vedere grabirea actiunilor de modernizari si restructurari tehnologice care sa asigure aplicarea unor tehnologii moderne menite sa garanteze o calitate superioara, dar si reducerea consumurilor materiale si energetice.

Suntem în curs de perfectionare a contractului de producere si livrare a peste 200 000 t tevi sudate pe generatoare pentru tarile arabe, contract care va deschide un nou orizont pentru folosirea capacitatii sectiei de tevi sudate, dar si pentru valorificarea superioara a metalului.

Toate acestea demonstreaza ca ne mentinem în topul marilor producatori de metal, facându-ne cunoscuta prezenta pe toate meridianele lumii.

Speram ca în continuare sa consolidam prestigiul metalului produs la Galati, spre satisfactia puternicului colectiv de salariati care-si desfasoara activitatea pe aceasta platforma.

REVISTA REVISTELOR

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr. 7

- *Turnatoriile în anul 2000, p.209*
- *Turnatorii de fonta, otel si maleabile - ianuarie 1993. Inceput de an cu conjunctura slaba, p.214*
- *Optimizarea costului energiei electrice la utilizarea încalzirii electrice în turnatorii, p.216*
- *Structura termenelor si utilizarea capacitatilor în turnatorii. Partea a II-a. Puncte slabe si mijloace de solutionare. Rezultate ale cercetarilor efectuate în exploatare, p.221*
- *Contributii la optimizarea îmbinarilor sudate ale pieselor turnate din fonta feritica G.G.G.- 40, p.227*
- *Sinteza bibliografica anuala asupra fontelor aliate (nr.30), p.234*
- *Scurte informatii tehnice, p.238*

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr. 8

- *Atmosfera apasatoare la turnatoriile germane de neferoase, p.244*
- *Asigurarea calitatii si cresterii productivitatii la turnarea sub presiune prin reglarea temperaturii formei, p.245*
- *Sistem de control statistic al procesului la turnarea sub presiune, p.247*
- *Reteaua de turnare sub presiune a zincului, p.253*
- *Utilizarea acoperirilor cu nitrura de bor în practica exploatarii turnatoriilor sub presiune si în cochila, p.256*
- *Turnarea sub presiune. Partea a II-a - tehnologie (30) - sinteza bibliografica anuala, p.260*
- *Informatii economice, p.266*
- *Informatii privind patentele, p.266*

NIVELUL CALITATIV AL PRODUSELOR REALIZATE DE S. C. "SIDEX" S. A. GALATI

Ing. Fl. Alexandru - director tehnic SIDEX S. A. Galati

C.Z.:669.33

Acesti **25** de ani care au trecut de la începutul lunii iunie 1968 pot fi sintetizati si astfel: astazi, în România, tot ce se întâlneste din otel sub forma de produse plate sau tevi sudate (elicoidal, pe generatoare de mici sau mari dimensiuni) reprezinta otel din Galati, materializat în poduri rutiere sau cai ferate, vapoare, vagoane, constructii mecanice, energetice, metalice, autoturisme, tractoare, camioane, autobuze, frigidere, masini de spalat si de gatit, butelii, vase de bucatarie etc.

Dotarea si tehnologia aplicate la S. C."SIDEX" S.A.Galati erau similare cu cele ale altor otelarii moderne din lume.

Nu s-a pornit de la simplu spre complex: la elaborarea primelor sarje de otel produceam deja de cca 15 ani-pe laminorul de tabla groasa nr.1-în afara de table groase de uz general pentru constructii, table de cazane si recipienti, table pentru constructii navale etc.-din otel Martin.

Punerea în functiune a primei otelarii de la C.S.G. a presupus de la bun început continuarea contractarii si livrarii de table groase de data aceasta însa din otel de convertizor L.D.

Pentru unele registre navale-de exemplu fostul registru naval U.R.S.S-am fost primii care am produs table groase pentru constructii de nave din otel de convertizor.

Totodata, nu este de neglijat faptul ca acum 25 de ani aveam creata deja o piata externa pentru table groase.

Pe masura trecerii timpului a crescut nivelul calitativ al otelului si implicit al tablelor livrate de C.S.Galati.

In acest sens, un prim examen l-a constituit elaborarea si laminarea otelului pentru podul rutier de peste Dunare de la Giurgeni-Vadu Oii. A continuat apoi cu otelurile pentru uzina de apa grea de la Drobeta-Turnu Severin, otel rezistent la coroziune fisuranta sub sarcina în mediu de hidrogen (cca 50 000 t), otelurile pentru constructia podurilor de cale ferata de la Fetesti-Cernavoda, otelurile pentru ecluzele si podurile peste canal, platforme de foraj marin, otelurile pentru centrala nuclearo-electrica de la Cernavoda în conditii tehnice conform codului ASME.

S-au produs oteluri de clasa 1 nucleara utilizate la constructia instalatiilor de baza ale centralei-reactor nuclear, presurizor, degazor, sistemele de avarie etc.-în regim de asigurare a calitatii autorizat de A.F.C.L., Canada si Comisia Nationala pentru Controlul Activitatii Nucleare (au fost livrate în perioada 1983-1989 peste 200 mii t laminate plate pentru C.N.E.Cernavoda).

In paralel cu diversificarea calitativa a otelurilor pentru piata interna, a continuat diversificarea marcilor de otel pentru piata externa, conform cerintelor pietei.

S-au produs si se pot produce peste 350 de marci de otel-cu tenacitati de pâna la-70° C si valoarea rezistentei la curgere pâna la min.690 N/mm^2-dupa standardele si normele interne si standardele internationale:

» *Norme americane (ASTME) = 15 standarde*

» *Norme germane (DIN) = 12 standarde*

» *Norme rusesti (GOST) = 12 standarde*

» *Norme indiene (I.S.) = 8 standarde*

» *Norme franceze (N.F.) = 5 standarde*

» *Norme japoneze (J.I.S.) = 4 standarde*

» *Norme engleze (B.S.) = 3 standarde*

» *Norme canadiene (C.S.) = 2 standarde*

» *Norme europene (F.N.) = 2 standarde*

total - 63 standarde.

O data cu punerea în functiune a sectiei de tevi sudate s-a extins gama sortimentala de oteluri si produse plate în conformitate cu normele A.P.I. si s-a început, din punct de vedere calitativ, cu gama otelurilor pretentioase din punct de vedere tehnic-otelurile X 60, X 65 - oteluri cu ferita aciculara, laminate controlat sub Ac-pentru asigurarea limitei de curgere ridicate, în regim de asigurare a calitatii conform metodologiei si autorizarii A.P.I.

Dupa cum cunoasteti, în decembrie **1970** a intrat în functiune laminorul de benzi la rece nr.1, iar în mai **1971** laminorul de benzi la cald. In acest interval de timp s-a lucrat cu banda laminata la cald din import, unul din principalii clienti ai nostri pentru tabla laminata la rece cu ambutisare adânca fiind întreprinderile de vase emailate.

Punerea în functiune a laminorului de benzi la cald a însemnat laminarea la rece din banda proprie, iar otelaria noastra a trebuit sa treaca din nou prin acelasi examen ca la punerea în functiune, adica la elaborarea unei noi game de marci de oteluri cu pretentii calitative ridicate - cu atât mai mult cu cât în acest an a început sa se produca la Pitesti "Dacia 1300" pe flux total si deci asimilarea si omologarea marcilor de otel pentru ambutisaj adânc si foarte adânc conform normelor Renault. A continuat apoi fabricarea

de table si benzi laminate la rece pentru frigidere, masini de spalat, masini de gatit, OLTCIT Craiova, autocamioane Brasov, jenti Dragasani etc.

In laminorul de benzi la cald si în mod implicit în elaborarea de oteluri - alaturi de oteluri de uz general pentru constructii si oteluri de ambutisare - s-a trecut la laminarea otelurilor electrotehnice (dinam si transformator), oteluri inoxidabile etc., fiind unul din putinele laminoare care a trebuit sa lamineze un evantai asa larg de grupe sortimentale de oteluri.

In perioada anilor '80 - alaturi de o dotare cu AMC-uri deosebita pentru controlul si conducerea procesului - au intervenit în siderurgia mondiala mutatii tehnologice importante care au ridicat la un înalt grad de calitate si diversitate otelurile si în mod implicit laminatele produse si oferite clientilor pentru o diversitate de utilizari.

Exista preocuparea siderurgistilor de a gândi utilizarea pentru viitor a produselor acestei ramuri cu scopul de a oferi utilizatorilor produse de performanta la cerintele viitorului. Se poate exemplifica gândirea tehnologica ce are loc astazi pentru automobilul anilor 2000.

Tablele groase produse la S.C.Galati prezinta inca competitivitate fata de standardele internationale, iar caracteristicile mecanice si tehnologice sunt similare cu normele celorlalti producatori la sortimentatia curenta a pietei internationale. Se accentueaza totusi pe plan mondial cresterea continua a calitatii otelurilor, concomitent cu mentinerea la nivelul scontat sau chiar scaderea nivelurilor de productie, în special în tarile dezvoltate industrial. Se accentueaza procesul de trecere treptata de la productia de masa de otel de uz general la productia de masa de otel de calitate superioara.

Chiar otelurile de uz general se produc astazi cu continuturi foarte reduse de elemente reziduale, generalizarea metalurgiei secundare-degazare, desulfurare, insuflarea de pulberi, alierea în limite foarte restrânse etc.

Se pot exemplifica (realizari):

Kawasaki Marca X52 C = 0,04 - 0,08%
S = sub 50 ppm (0,005%)
S.C.Galati Marca X52 C = 0,13 - 0,24%
S = 0,010 - 0,025%

In ceea ce priveste banda laminata la cald, tablele si benzile laminate la rece, competitivitatea produselor S.C.Galati nu mai este în concordanta nici cel putin cu standardele internationale.

Exemplificam:

1. Pentru A2N laminate la rece

- limita de curgere:
EN 10130: max. 210 N/mm^2
STAS 9485-80: max. 240 N/mm^2

- alungirea, %:
EN 10130: min. 38
STAS 9485-80: min. 34

2. Pentru otelul de ambutisare adânca, comparativ realizari C.S.G. cu realizari Thyssen:

- limita de curgere:
Thyssen: 160 - 200 N/mm^2
CSG: 180 - 260 N/mm^2

- alungirea, %:
Thyssen: 38 - 50
CSG: 33 - 38

Cele mai spectaculoase mutatii tehnologice în elaborarea, tratarea si turnarea otelurilor, laminarea la cald si la rece au avut loc pentru otelurile destinate laminarii la rece o data cu aparitia sortimentelor de oteluri tip 1.F. si pseudocalmate.

Practic, prin dotarile de pe fluxul tehnologic, noua tehnologie nu se poate aplica înca la C.S.G.

In aceasta situatie, actiunea de modernizare si dotare - de care s-a vorbit mai înainte sub aspect tehnologic, cuplata cu cea pentru asigurarea unui anumit grad de independenta energetica (consumuri energetice reduse de gaz si energie electrica si producerea de gaze combustibile) reprezinta o conditie obligatorie pentru existenta acestei unitati.

REVISTA REVISTELOR

HUTNIK, POLONIA, 1993, Nr.1

- Modificari ale incluziunilor nemetalice în otelul afinat cu ajutorul calciului, p.6
- Masurarea temperaturii în probele trase printr-un sistem de matrita cu role, p.10
- Incalzirea prin inductie cu flux transversal, p.14
- Certificarea controlului de calitate - o conditie sine qua non a comertului international, p.19

FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1992, Nr.120

- Grupul Valfond - obiective prioritare, p.7
- Turnatoriile europene: principalii producatori de metale neferoase si perspective, p.14
- Mediul înconjurator si turnatoriile: situatia la sfârsitul anului 1992 si perspective pentru anul 1993, p.17
- Modelarea elaborarii în cubilourile mari, p.20
- Comisia generala a normalizarii produselor de turnatorie - 1992, p.22

EFICIENTA PRODUSELOR "SIDEX" S. A. GALATI IN CONTEXTUL PIETEI INTERNATIONALE

Ec. C. Zaharia - director Programare si Orientare Economica

C. Z. 669.33

Amplasarea Combinatului Siderurgic Galati pe Dunarea maritima a fost motivata, inca de la inceput, de orientarea productiei catre export, în conditiile în care se prevedea prelucrarea cu precadere a minereurilor de fier si a carbunilor adusi din import.

Istoria de un sfert de veac a activitatii siderurgice galatene dovedeste ca, în toata aceasta perioada, importurile au acoperit 97% din minereurile de fier si peste 85% din necesarul de carbuni.

In acelasi timp, piata externa a absorbit 25-30% din productia de laminate realizata la Galati, pe aceasta cale asigurându-se în buna masura resursele valutare necesare importurilor.

Intrebarea care s-a pus si se pune înca, de întreaga noastra natiune, este daca aceasta mare realizare a poporului nostru, care este Combinatul Siderurgic Galati, a fost, este si va fi o unitate eficienta pentru economia nationala.

Pretutindeni în lume metalurgia este considerata ca o ramura strategica a economiei nationale, de gradul de acoperire cu otel din productia proprie a cerintelor economiei depinzând în buna masura independenta nationala.

Punerea în functiune si dezvoltarea continua a productiei siderurgice la Galati au permis acoperirea în proportie de peste 95%a necesarului de table si benzi laminate la cald si la rece cerut de economia nationala. In plus, au fost create importante disponibilitati de metal pentru export, care au asigurat o balanta excedentara export-import pentru întreaga subramura a metalurgiei.

Eficienta Combinatului Siderurgic Galati este dovedita, în primul rând, de faptul ca cele aproape 100 miliarde lei (în preturi 1989), cheltuite de statul roman cu realizarea acestui important obiectiv industrial, au fost restituite integral societatii prin cotele de amortizare si de beneficii varsate anual la bugetul national, pâna la 31 decembrie 1990.

Putem deci aprecia ca întregul patrimoniu de care dispun unitatile platformei Combinatului Siderurgic Galati constituie un dar facut generatiilor actuale de metalurgisti, de catre generatiile de proiectanti, constructori si metalurgisti din anii '60-'80.

De aceea ne aplecam cu cinste si respect în fata celor ce si-au dedicat întreaga viata realizarii si dezvoltarii Combinatului Siderurgic Galati.

Avem datoria morala fata de înaintasi ca, în aceste conditii deosebit de complexe, ale trecerii la economia de piata, sa asiguram eficienta produselor combinatului, conditie esentiala pentru mentinerea în competitie pe piata metalului.

In conditiile devalorizarii accentuate si uneori necontrolate a leului, s-au scumpit continuu importurile. Alinierea cu întârziere a preturilor interne la evolutia cursului de schimb leu/$ a determinat înregistrarea unor influente conjuncturale negative în costuri de peste 24 miliarde lei în anul 1992.

Aceste influente negative s-au înregistrat si în anul 1993, cu o rata de circa 2 miliarde de lei/luna.

Datorita întârzierii alinierii preturilor interne la evolutia cursului de schimb leu/$, scumpirea importurilor s-a concretizat cu efecte negative în gestiunea combinatului, acesta devenind un ecran de protectie pentru toti consumatorii de metal din economie.

Doua exemple sunt edificatoare:

- o tona de tabla navala se putea cumpara de pe piata internationala cu cel putin 310$. Acest produs s-a livrat de catre S. C. SIDEX S. A. Galati santierelor navale la un pret mediu de 135 000 lei/t în primele 4 luni ale anului 1993, fata de 180 000 lei cât ar fi platit la import, deci cu un profit pentru santierele navale de peste 25%;

- o tona de tabla pentru autoturisme se putea cumpara de pe piata internationala cu cel putin 450$. Acest produs s-a vândut industriei de autoturisme, de catre noi, cu un pret mediu de 190 000 lei/t, mai mic decât cel din import cu aproape 60 000 lei/t.

Interventia statului în stabilirea preturilor, deseori subiectiva si nefundamentata, a favorizat si favorizeaza consumatorii de metal, reducând astfel efectele pozitive ale economiei de piata.

Eficienta produselor Combinatului Siderurgic SIDEX S. A. Galati este evidenta în cazul exporturilor de produse, atunci când ne confruntam cu concurenta pe pietele marilor producatori de metal (Japonia, S.U.A., Germania, Italia, Franta etc.).

In prezent, vindem la export peste 40% din totalul productiei marfa; din unele sortimente, cum sunt tablele groase, se valorifica la export peste 60% din productia realizata.

Trebuie sa recunoastem ca, în conditiile crizei actuale prelungite, piata metalului este puternic controlata de marii producatori si se pot mentine în competitie numai producatorii dotati corespunzator si bine organizati.

Vindem, în prezent, la export aproape 100 000 t metal lunar. Analiza eficientei exportului arata ca în majoritatea cazurilor în prezent se obtin 3-7% profit în valuta, rentabilitatea fiind net superioara la

produsele de calitate si cu grad avansat de prelucrare (table si benzi groase cu caracteristici superioare garantate, table laminate la rece, zincate si tevi sudate).

Profitul si respectiv rentabilitatea produselor exportate sunt limitate de productia si productivitatea reduse în aceasta etapa, precum si de consumurile materiale si energetice superioare celor realizate de concurenta.

In conditiile economici de piata, supravietuieste si se dezvolta cel care actioneaza continuu pentru reducerea costurilor si cresterea calitatii produselor.

In acest scop avem în vedere un amplu program de restructurare si retehnologizare care sa garanteze:

- reducerea consumurilor materiale si energetice;
- ridicarea calitatii productiei si îmbogatirea gamei sortimentale a produselor oferite clientilor;
- cresterea productivitatii muncii si reducerea cheltuielilor neproductive;
- reducerea poluarii si îmbunatatirea conditiilor de munca si de viata a salariatilor.

Liberalizarea deplina a preturilor, în sensul asigurarii libertatii de negociere a acestora între producator si consumatori, pe baza analizei costurilor de productie si tinând seama de cerere si oferta, va permite agentilor economici sa-si evalueze adevarata eficienta a productiei livrate la intern.

Restrângerea activitatii unor sectii si trecerea în conservare a unor agregate si instalatii vor contribui la aplicarea unor masuri de reorganizare care sa limiteze risipa de materiale si energie, precum si forta de munca, pe aceasta cale urmând a creste competitivitatea si eficienta produselor combinatului în perioada urmatoare.

Modernizarile prevazute în studiul de fezabilitate la furnale, otelarii si laminoare au menirea sa asigure atât reducerea consumurilor specifice, cât mai ales conditiile pentru o productie calitativ superioara, competitiva în tara si pe pietele externe.

Pe aceasta baza prevedem pentru anii viitori cresterea ponderii la export a tablelor subtiri laminate la rece pentru ambutisare, a tablelor acoperite cu zinc si aluminiu, precum si a tevilor sudate de mare diametru. In felul acesta va putea creste pretul mediu încasat de la export pe tona de metal livrat, cu cel putin 30-50$/t produse vândute pe pietele straine, obtinând astfel un profit în valuta mai mare cu 5-10%.

Desi concurenta pe piata metalului este deosebit de apriga, combinatul nostru fiind recunoscut cu reale posibilitati de concurenta pe piata externa, suntem convinsi ca actuala generatie de metalurgisti si conducatorii acestora vor sti cum sa orienteze activitatea în conditii profitabile, continuu îmbunatatite.

Cu un plus de organizare, actuala generatie de metalurgisti va reusi sa consolideze prestigiul Combinatului Siderurgic Galati, ca principal producator de laminate plate al economiei si de exportator important pe piata metalului în conditii de eficienta sporita.

REVISTA REVISTELOR

STAL, C.S.I., 1992, Nr.11

- *Noi sugestii privind amplasarea si proiectarea întreprinderilor metalurgice în conditiile reformei economice desfasurate în Rusia, p.1*
- *Reconstructia creuzetului furnalului de 2000 m³ de la uzina metalurgica Bhilaisk, p.5*
- *Un nou procedeu de autoaprindere a particulelor la distribuitorul înclinat de gaze, cu rezistenta scazuta la limita; hidrodinamica, schimbul de caldura, utilizarea în industrie, p.7*
- *Utilizarea deseurilor cu continut de mangan, provenite de la uzina de feroaliaje Nicopol, în încarcatura de aglomerare, în locul minereului de mangan, la combinatul metalurgic Ilici, p.10*
- *Dispozitive noi pentru comanda jetului la captusirea prin turnare si torcretarea convertizorului, p.15*
- *Transformarile fontei cu continut de vanadiu la suflarea cu jeturi nestationare, p.19*
- *Particularitatile afinarii în convertizoare a fontei cu continut scazut de mangan utilizând un fondant complex, p.24*
- *Cresterea procentului de deseuri de fier utilizate la elaborarea în convertizor, p.26*
- *Desulfurarea otelului în oala, utilizând pulberea de var, p.28*
- *Directiile de perspectiva ale dezvoltarii productiei de otel, p.32*
- *Decarburarea otelului în cuptoare electrice cu arc de mare randament de 100 t, p.35*
- *Laminarea la cald asimetrica pe laminorul de benzi late, p.41*
- *Laminarea la cald a benzilor groase pe cilindri de lucru cu diametru diferit, p.45*
- *Sistem de comanda automatizata a debitarii laminatelor pe laminorul 250, p.48*

PROBLEMELE ECOLOGICE ALE S.C. "SIDEX" S.A. GALATI IN PERSPECTIVA PASTRARII NATURALE A MEDIULUI

Ing. M. Chiculita S.C."SIDEX" S.A

C.Z.: 669.33

Combinatul de la Galati este cel mai puternic centru al siderurgiei din Romania, dispunând de un flux integrat de productie pentru fabricatia în principal de produse plate siderurgice, sustinut de unitati conexe pentru producerea si distribuirea fluidelor energetice, asigurarea transportului uzinal, realizarea de utilaje si piese de schimb necesare efectuarii lucrarilor de întretinere-reparatii.

In procesele de fabricatie se utilizeaza importante cantitati de materii prime, materiale auxiliare si fluide energetice. De aici rezulta scara si complexitatea problemelor de poluare a mediului în siderurgie prezente pe fiecare secventa a productiei, de la alimentarea cu materii prime si pâna la finisarea produselor. Locurile de munca ca si mediul înconjurator sunt expuse în mod diferit la pulberi sub forma de suspensii în aer, la degajari de caldura, de vapori de apa si uneori de diferite substante chimice, de gaze arse, de zgomot si la acumulari de reziduuri.

Pe parcursul dezvoltarii combinatului pe etape, în acelasi timp cu obiectivele tehnologice au fost realizate si instalatii aferente de depoluare, în principal proiectate si realizate în tara, la nivelul unor norme modeste de proiectie a mediului si cu tehnologii proprii, multe din ele având caracter experimental. S-a ajuns astfel la situatia din ultimii ani, când, desi dispunem de utilaje pentru depoluare, pe ansamblul platformei si la o parte din utilaje se constata o eficienta relativ scazuta în asigurarea unui mediu ambiant corespunzator. Astfel, în prezent, sunt depasiri de noxe fata de normele actuale la cantitatea de suspensii în aer ca si la amoniac, fenoli si oxid de carbon, iar în apele evacuate sunt depasiri, în principal la cianuri si fenoli. Cu aceste niveluri de noxe, impactul ecologic al platformei combinatului fata de asezarile umane învecinate este în general mai redus ca în alte zone industriale din tara datorita amplasamentului si mai ales directiei predominante a curentilor de aer ce ocolesc peste 200 de zile pe an orasul Galati.

Protectia mediului în ultimii doi ani constituie o componenta distincta, dar din ce în ce mai bine integrata în ansamblul activitatilor de productie, investitie, întretinere-reparatii, proiectare si cercetare.

In aceasta perioada s-a efectuat de catre Institutul de Cercetare si Ingineria Mediului un studiu de impact ecologic asupra vecinatatilor combinatului, s-au initiat actiuni de identificare pentru evaluarea surselor poluante, în vederea cunoasterii cât mai reale a nivelului noxelor pe platforma, s-au întocmit si derulat programe de lucrari de reparatii, dar si de investitii având la baza faze de cercetare-proiectare. Astfel, în 1991 s-au realizat programe de lucrari în valoare de 55 milioane lei, în 1992 valoarea a crescut la 150 milioane lei, iar pentru anul 1993 sunt începute sau în faza de pregatire materiala lucrari cu pondere pe epurare ape uzate, a caror valoare totala este de 2,5 miliarde lei, toate cheltuielile efectuate suportându-se din resursele financiare ale societatii.

In prezent SIDEX dispune de o strategie ecologica pe o perioada de scurta durata- 1992-1996 - ale carei obiective importante sunt:

- perceperea reala a nivelului noxelor pe platforma, identificarea si evaluarea surselor poluante;
- mentinerea în functiune prin lucrari de întretinere-reparatii a instalatiilor existente de depoluare la fluxurile de fabricatie;
- interventiile de fond asupra proceselor si zonelor conexe din punct de vedere al protectiei mediului urmeaza a se face simultan cu actiunile de modernizare. Se poate arata ca, la investitia privind injectarea prafului de carbune în furnalele nr.4 si nr.5, solutiile si echipamentele de etansare, desprafuire si control al poluarii sunt de mare flexibilitate si cu grad de filtrare de max. 20 mg/m^3 aer, valoare ce se încadreaza în normele europene de mediu;
- la fluxurile de productie ce nu se vor moderniza pâna în anul 2000, în prezent intens poluate, vor fi efectuate lucrari de corectii, cu o faza experimentala pentru a utiliza judicios fondurile banesti necesare (filtre cu saci de capacitate redusa de fabricatie BETA Buzau, Corneef-Bistrita si import Anglia pentru fluxurile de cocs si var, îmbunatatiri tehnologice la epurarea apelor uzate din cocserii etc.);
- pentru instalatiile de depoluare complexa ce necesita tehnologii si partial furnitura de utilaj din import, s-au întocmit documentatii tehnico-economice în valoare de cca 20 miliarde lei, care au fost înaintate la Guvern pentru acordarea de credite;
- dezvoltarea pe multiple planuri a actiunilor de documentare asupra problematicii ecologice,

specifice siderurgiei, prin cooperari cu firme straine de prestigiu sau organisme internationale (UNIDO, CECA, Banca Mondiala, Comisia de lucru pentru otel de pe lânga Natiunile Unite si altele), care sa ne ajute în formarea specialistilor, dotarea cu aparate, furnizarea de tehnologii de expertizare a mediului, poate chiar de modernizare a unor instalatii de depoluare. In prezent este în curs de perfectionare continutul unei asistente tehnice oferite de guvernul Japoniei în domeniul economisirii energiei si protectiei mediului;

- continuarea actiunilor de curatire a planului general si halelor de productie, cresterea suprafetelor amenajate cu vegetatie;

- crearea unui cadru organizatoric eficient, ca urmare a hotarârilor Comitetului de Directie si Consiliului de Administratie din 20 martie, respectiv 29 aprilie a.c. Ca urmare a acestor hotarâri problema de protectie a mediului va fi tratata cu aceeasi prioritate si importanta ca si problemele de productie si de protectia muncii.

Aceasta strategie prezentata la **seminarul de Metalurgie-Ecologie de la Nancy-Franta**, organizat de **Natiunile Unite**, a fost apreciata ca realista si rezonabila, pentru ca una din concluziile rezultate acolo a fost aceea ca modernizarile necesare a fi efectuate asupra proceselor si utilajelor sunt costisitoare si trebuie facute esalonat, în concordanta cu resursele financiare ale unitatii si cu exigentele legislative locale. Daca guvernul ne va ajuta cu credite, atunci vom aborda pe lânga programul propriu si alte lucrari, pentru care documentatiile sunt întocmite si în curs de avizare la compartimentele de profil din Ministerul Industriei.

Siderurgia viitorului apropiat, prin modernizarea proceselor si automatizarea complexa - pâna la utilizarea inteligentei artificiale, devine un sector care va oferi conditii de munca mai putin dure, mai aproape de normalitate celor care vor conduce fabricatia, iar în mediul ambiant noxele si deseurile evacuate din procese vor fi minime si în întregime controlate si valorificate sau dezactivate ecologic.

Asa cum s-a mentionat în unele materiale anterioare, combinatul a influentat favorabil viata orasului în multe domenii, exceptie facând domeniul ecologic. In acest sens, combinatul actioneaza deja pentru diminuarea efectelor nefavorabile asupra orasului, cunoscând în acelasi timp ca în perspectiva imediata va avea de înfruntat severitatea legislatiei ce urmeaza a fi adoptata, dar si reactia sociala a populatiei urbei care se poate concretiza în viitor prin presiuni asupra platformei siderurgice pentru rezolvarea integrala a aspectelor ecologice.

Mai mult de o treime din cetatenii municipiului Galati au lucrat direct sau au pe cineva din familie pe platforma siderurgica, fapt ce ne obliga sa actionam energic si eficient în problematica ecologica.

REVISTA REVISTELOR

STAL, C. S. I., 1992, Nr. 11

- *Elaborarea si introducerea metodelor statistice de control al calitatii sârmei laminate, p.50*
- *Zincarea la cald sub potential catodic, p.52*
- *Imbunatatirea calitatii tevilor profilate sudate electric, p.54*
- *Tevi din cupru deformate la rece cu diametru mare pentru cristalizoarele de la masinile de turnare continua, p.57*
- *Fabricarea tevilor deformate la rece pentru rulmenti prin reducerea în caja planetara si laminarea transversal-elicoidala, p.59*
- *Dispozitive si tehnologii de îndreptare a curburilor tevilor laminate la cald, p.61*
- *Perfectionarea tehnologiei de fabricatie a sârmei pentru beton armat din semifabricate turnate continuu, p.63*
- *Imbunatatirea caracteristicilor de exploatarea ale bandajelor de cale ferata, p.67*
- *Tratamentul termomecanic al mansoanelor pentru conducte petroliere, p.70*
- *Defectele superficiale ale laminatelor în benzi din otel pentru ambutisare adânca, p.73*
- *Procedee tehnologice si materiale sinterizate pentru productia de tonaj mic, p.75*
- *Calibilitatea pulberilor din otel cu continut de bor, p.78*
- *Piata produselor siderurgice în anul 1991, p.80*
- *Asimilarea tehnologiei de fabricatie a aglomeratelor din slamurile rezultate de la elaborarea otelurilor, p.84*
- *Cresterea eficientei de epurare a apelor reziduale evacuate cu ajutorul aparatelor de condensare a suspensiilor în strat subtire, p.87*

STRUCTURI DE ECHILIBRU ALE ALIAJELOR CU CONTINUT DE 3,8 - 4,1 % WOLFRAM - CARBON

Dr. ing. E. Florian, ing. S. Ciuca, ing. M. Târcolea, dr. ing. V. Toma
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. I. Avram "Neferal" S. A.

C. Z.: 669.27

Dezvoltarea productiei de materiale rezistente la uzura a adus în discutie o serie de inovatii concretizate prin aparitia unor materiale care sa realizeze performante deosebite în acest domeniu. Dintre acestea, **materialele compozite tip RELIT** formate din carburi dure de wolfram, înglobate într-o masa metalica pe baza de fier cu continut ridicat de carbon, au capatat o larga utilizare în fabricatia produselor intens solicitate la uzura abraziva, scule de utilaj minier, petrolier etc. Tehnologia de depunere prin "sudura" cu flacara oxiacetilenica a acestor materiale a impus fabricarea unor electrozi dintr-o teava de otel cu diametrul interior ϕ 4...5 mm si lungime 450....700 mm, având urmatoarea compozitie: max.0,15% C;

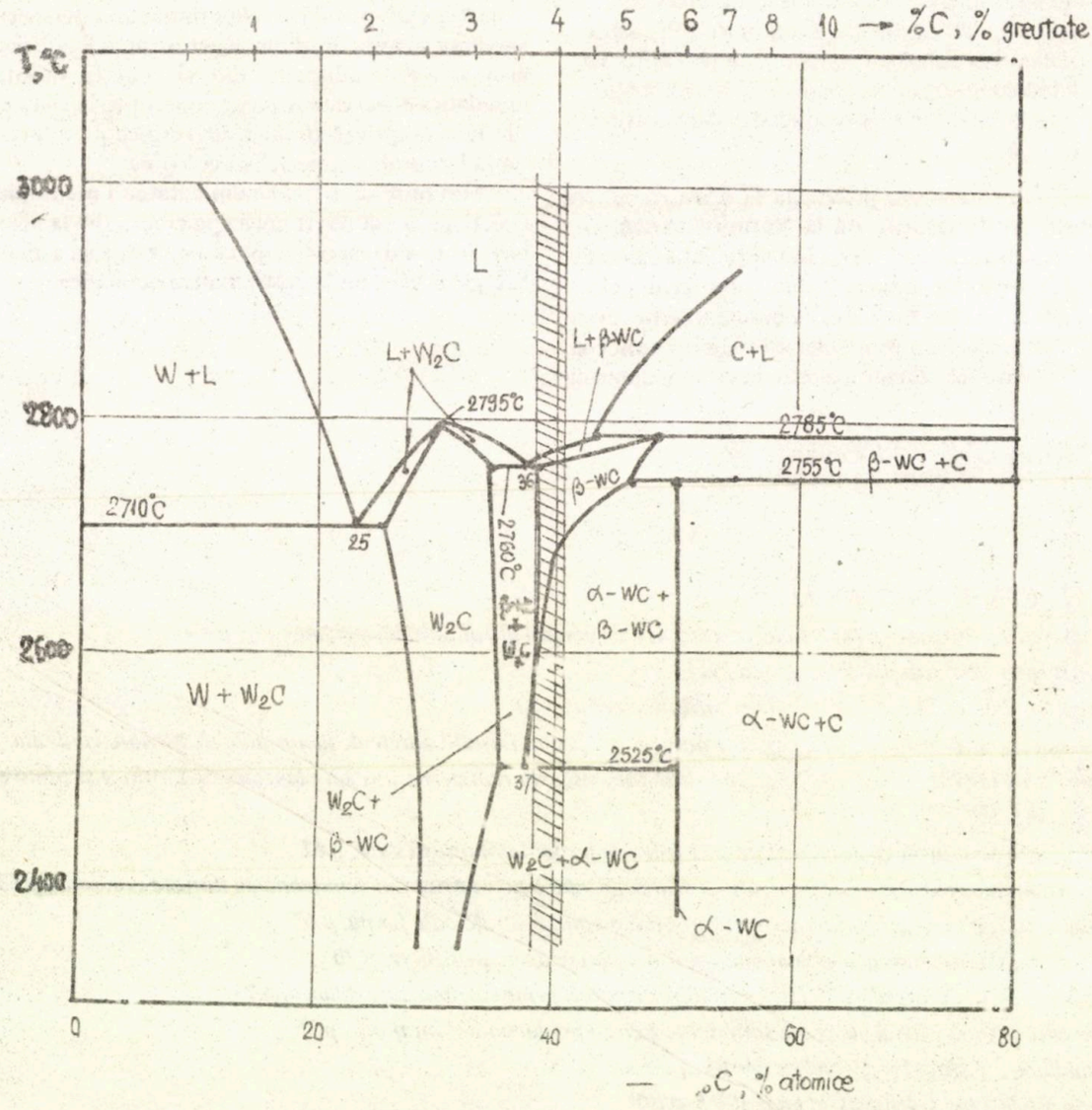


Fig. 1

Tabelul 1

Caracteristici stoichiometrice, cristaline, termice si termodinamice ale carburii WC
Stoechiometric, crystalline, thermal and thermodynamics properties of WC carbides

Denumirea caracteristicii	Unitatea de masura	Valoarea
Formula		W_2C
Masa moleculara relativa		397,73
Continut de carbon	% greutate	2,54 - 3,16
	% atomice	28,5 - 33,3
Structura cristalina hexagonal compact		H. C.
a	Å	2,985 - 3,001
c	Å	4,717 - 4,728
Densitate, ρ	g/cm^3	17,2 - 17,34
Conductibilitate termica, λ	J/m,K	29,26
Efect termic de formare din elemente, $-\Delta H^0_{298}$	J/mol	49 000 ± 16 720
Energia libera de formare din elemente ΔG^0_{298} prin reactia : $2W + C = W_2C$	J/mol	+ 49 000

max.0,65% Mn; max.0,30% Si; max.0,025% S si max.0,025% P. In interiorul electrozilor se introduc carburi granulate. Prin depunere cu flacara oxiacetilenica, materialul tubului se topeste, iar prin difuzie acesta se îmbogateste în carbon pâna la un continut care face posibila aparitia ledeburitei. In acest fel scula care lucreaza la uzura abraziva va fi acoperita în partea sa activa cu un strat de material compozit, format dintr-o fonta alba hipoeutectica în care sunt înglobate granule de carburi.

Duritatea relativ scazuta a carburii de wolfram sarace în wolfram, WC (μHV_{50} = 1600....1800), si rezistentele scazute la rupere prin alungire (sub 300 daN/mm^2) si la încovoiere (sub 500 daN/mm^2) ale carburii bogate în wolfram, W_2C, au facut imposibila utilizarea uneia sau alteia dintre carburi în stare pura, adoptându-se solutia crearii unui material a carui compozitie chimica sa corespunda prezentei în structura a ambelor carburi.

Sistemul wolfram-carbon a fost analizat pâna în prezent în special în legatura cu producerea si utilizarea carburii de wolfram WC utilizate la fabricarea placutelor de carburi dure, destinate aschierii rapide, prin metode ale metalurgiei pulberilor, astfel încât în literatura tehnica de specialitate lipsesc studiile legate de formarea structurilor de carburi dure, mixte. De aceea obiectivul de baza al lucrarii îl constituie studiul diagramei de echilibru wolfram-carbon, cu stabilirea domeniului de concentratie în care coexista cele doua carburi ale wolframului.

Diagrama de echilibru a sistemului wolfram-carbon este prezentata în figura 1.

Practic fara solubilitate în wolfram, carbonul formeaza cu aceste doua faze de tip compusi definiti (faze intermediare) si anume:

Carbura de wolfram bogata (în wolfram) W_2C, care reprezinta de fapt o solutie solida pe baza compusului W_2C care se topeste congruent la 2795°C. Carbura W_2C dizolva cantitati mici de carbon în domeniul de solubilitate al carbonului cuprins între 2,54 si 3,16% greutate, respectiv 28,5-33,3% atomice. Ea nu sufera nici o transformare pe tot domeniul de temperaturi-de la temperatura de 2795°C pâna la temperatura ordinara, desi unii autori [2] amintesc de o posibila ordonare a acestei carburi (transformare ordine-dezordine) la temperaturi scazute, transformare care nu a putut fi pusa în evidenta cu certitudine. De altfel, pentru obiectul cercetarilor, aceasta transformare, chiar daca ar exista, nu are practic nici o importanta. Variatia continutului de carbon realizeaza o modificare a parametrilor retelei cristaline hexagonal compact, de la a = 2,985 Å si c = = 4,717Å pentru un continut de carbon de 29,2% atomice la a = 3,001 Å si c = 4,728 Å pentru un continut de carbon de 33,3% atomice.

Tabelul 2

Caracteristici stoichiometrice, cristaline, termice si termodinamice ale carburii WC
Stoechiometric, crystalline, thermal and thermodynamical properties of WC carbides

Denumirea caracteristicii	Unitatea de masura	Valoarea
Formula	-	WC
Masa moleculara relativa	-	195,87
Continut de carbon (α - WC)	% greutate	6
	% atomice	50
Structura cristalina $\frac{\alpha - WC}{a}$	Å	hexagonala 2,906
c	Å	2,837
$\frac{\beta - WC}{a}$	Å	cubica 4,222
Densitate, ρ	g/cm^3	15,5 ÷ 15,77
Conductibilitate termica, λ	J/m,K	29,26
Caldura specifica, C_p	J/mol,K	$33,36 + 9,07 \cdot 10^{-3}T$ ($T = 298 \div 1973$ K) $41,80 + 7,46 \cdot 10^{-3}T$ $T = 1275 - 2640$K
Efect termic de formare din elemente, $-\Delta H^0_{298}$	J/mol	35 000 ± 840
Entropia de formare		
- entropia standard, S^0_{298}	J/mol,K	35,53
- entropia de formare din elemente, ΔS^0_{298}	J/mol,K	- 1,30
Energia libera de formare, ΔG^0_{293}, prin reactia: W + C → WC	Cal/mol	- 22 500 - 15,98 • T (T = 298 - 3000 K)
Domenii de omogenitate	% greutate	3,68 ÷ 5,69
	% atomice	37 ÷ 48

In tabelul 1 sunt prezentate valori ale unor caracteristici stoichiometrice, cristaline, termice si termodinamice ale carburii W_2C.

Carbura de wolfram saraca (în wolfram) WC, care se prezinta sub forma a doua modificatii polimorfice:

- *modificatia* α-WC- *este modificatia polimorfica de temperaturi scazute,* stabila în domeniul de temperaturi cuprins între temperatura ordinara si 2795^0 C; are o retea hexagonala cu parametrii de retea a = 2,906 Å, c = 2,837 Å. Modificatia α- WC practic nu dizolva carbon, având o compozitie chimica stoichiometrica fixa, corespunzatoare unui continut de carbon de 50% atomice si 6% greutate. La temperatura de 2755^0 C, carbura α- WC se descompune peritectoid la încalzire în carbon (grafit) si modificatia de temperatura ridicata a carburii sarace β-WC:

$$\alpha - WC_{6\%C} \xrightarrow{2755^0C} \beta - WC_{5,25\%C} + C_{100\%C} \quad (1)$$

Reactia peritectoida (1) este o reactie reversibila care consta în transformarea peritectoida la racire a amestecului β - $WC_{5,25\%C}$ si grafit în formarea modificatiei α - WC:

$$\beta - WC_{5,25\%C} + C_{100\%C} \xrightarrow{2755^0C} \alpha - WC_{6\%C} \quad (2)$$

- *modificatia* β-WC - *este modificatia polimorfica de temperaturi ridicate* cu o retea cubica tip NaCl,

având parametrul retelei a = 4,222 Å. Prin cristalizare primara modificatia polimorfica β- WC se formeaza la racire din lichid printr-o reactie tip peritectic:

$$L_{4,5\%C} \xrightarrow{2785^0C} \beta - WC_{5,9\%C} + C_{100\%} \quad (3)$$

reactie reversibila, care la încalzire consta din descompunerea carburii β-WC:

$$\beta - WC_{5,9\%C} \xrightarrow{2785^0C} C_{100\%} + L_{4,5\%C} \quad (4)$$

Modificatia polimorfica β- WC este stabila într-un domeniu larg de concentratii corespunzator continuturilor de carbon de 37 .... 48% atomice, respectiv 3,68 - 5,69% greutate, la temperatura de 2785^0 C, care este de fapt temperatura în care carbonul are o solubilitate maxima în carbura β - WC. Domeniul mare de solubilitate al carbonului în modificatia β - WC face ca de fapt aceasta sa fie o solutie solida pe baza carburii β - WC având formula:

WC_{1-x} ($x \leq 0 \leq 0,41$). O data cu scaderea temperaturii, limita de solubilitate a carbonului în solutia solida β-WC_{1-x} scade, ajungând ca la temperatura de 2525^{0}C sa fie de 3,8% greutate, respectiv 34% atomice.

La temperatura de 2525^{0}C solutie solida β-WC se descompune eutectoid într-un amestec mecanic bifazic:

$$\beta - WC_{3,8\%C} \xrightarrow{2525^0C} (W_2C_{3,5\%C} + \alpha - WC_{6\%C}) \quad (5)$$

Reactia este reversibila; la încalzire, din amestecul bifazic (α - $WC_{6\%C}$ + $W_2C_{3,5\%C}$) se formeaza la temperatura constanta (2525^{0}C) solutia solida β - WC, cu o concentratie de 3,8%C:

$$W_2C_{3,5\%C} + \alpha - WC_{6\%C} \xrightarrow{2525^0C} \beta - WC_{3,8\%C} \quad (6)$$

In tabelul 2 sunt prezentate valori ale unor caracteristici stoichiometrice, cristaline, termice si termodinamice ale carburii WC.

Pe diagrama de echilibru a sistemului wolfram-carbon mai exista înca doua reactii reversibile zero, variante, la racire, de tip eutectic, si anume:

- reactia de descompunere eutectica a lichidului cu o concentratie a carbonului de 25% atomice la temperatura de 2710^{0}C:

$$L_{2\%} \xrightarrow{2710^0C} W + W_2C_{2,2\%C} \quad (7)$$

Tabelul 3

Parametrii difuziei carbonului în sistemul W-C
Carbon diffusion parameters of W - C system

Domeniul de temperaturi în care s-au determinat parametrii, ^{0}C	Matricea metalica în care difuzeaza elementele	Parametrii difuziei		Sursa bibliografica
		D_o, cm^2/s	Q,J/mol	
1700 - 2050	W_2C	3×10^5	522 500	[2]
1800 - 2800	solutie solida x	$9,22 \times 10^{-3}$	168 454	[3]
1600 - 1700	W_2C; WC	$1,56 \times 10^{-3}$	434 720	[4]
1100 - 1600	-	$8,91 \times 10^{-2}$	223 630	[5]
1500 - 1800	-	$3,45 \times 10^{-3}$	158 000	[6]

x) in [3] nu se specifica solutia solida, dar, având în vedere domeniile de temperaturi în care sunt stabile diferitele faze în sistemul W - C, este vorba probabil de solutia solida β - WC

si de formare la încalzire a lichidului omogen din amestecul bifazic eutectic (W + W_2C):

$$W + W_2C_{2,2\%C} \xrightarrow{2710^0C} L_{2\%C} \quad (8)$$

- reactia de descompunere eutectica a lichidului cu o concentratie a carbonului de 36% atomice (3,7% greutate) în amestec mecanic eutectic ($W_2C_{3,2\%C}$ + β-$WC_{3,9\%C}$):

$$L_{3,7\%C} \xrightarrow{2760^0C} (W_2C_{3,2\%C} + \beta - WC_{3,9\%C}) \quad (9)$$

Dupa cum rezulta din diagrama de echilibru din figura 1, având în vedere semnificatia curbelor de transformare, domeniul de concentratie în care se gaseste continutul de carbon de 3,8....4,1%, recomandat pentru fabricarea materialului granular din topituri de wolfram si carbon, plaseaza aliajele respective în categoria aliajelor hipereutectoide. Aceste aliaje în conditii de echilibru sunt cu structura formata din cristale alotriomorfe de α-WC si eutectoidul lamelar (α - WC + W_2C). Aceste aliaje încep sa se solidifice la temperaturi de 2770-2780^{0}C cu formarea cristalelor primare de carbura β-WC.

La temperaturi de circa 2760^{0}C, solidificarea este încheiata, solutia solida β - WC fiind singurul constituent existent în structura în acest moment. O data cu scaderea temperaturii, solubilitatea carbonului în faza β - WC scade, din care cauza se separa din solutia solida β - WC solutia solida α - WC si, ajungându-se la temperatura de 2525°C, se produce reactia eutectoida (5) prin transformarea izoterma a fazei β-WC care s-a îmbogatit în wolfram, prin separarea carburii α-WC pâna la concentratia punctului de 3,8% greutate în eutectoidul (W_2C + αWC). In conditii de echilibru deci, structura aliajelor cu 3,8....4,1%C este formata din α - WC în proportie de 5....15%, în

functie de continutul de carbon si 95....85% eutectoid lamelar (α -WC + W_2C).

In continuare, în tabelul 3 se prezinta parametrii difuziei carbonului în diversele faze ale sistemului W - C.

Ca o concluzie, se poate face observatia ca actualul articol cuprinde date ale sistemului de echilibru wolfram-carbon cu referiri directe asupra celor doua carburi ale wolframului, W_2C si WC. De asemenea, sunt analizate transformarile care au loc la echilibru în sistemul sus-mentionat, urmând ca structurile metastabile ale aliajelor pe baza de wolfram cu 3,8....4,1%C sa fie prezentate într-un articol viitor.

REVISTA REVISTELOR

BIBLIOGRAFIE

[1] **Florian Emil** s.a : Revista Metalurgia, România, 1990, nr.2

[2] **Hollek,H.**: *Dvoinîe i troinîekerbindnîe i mitridnîe sistemî perehodnîh metalloy* - Spravocinik, Metallurghia,M 1988.

[3] **Eremeev V.S.** s.a : *Meted izotopov indicatorov v naucinîh issledovenish v promîslennom proiznodstoe Atomisdat*,M 1971.

[4] **Kalinovur D.F.** s.a - Ukr.fiz. jurnal 1969, 14, Nr.2.

[5] **Krasnov A.N.** s.a - Int. Houtes Temp. et Refract, 1971, 8, Nr.1.

[6] **Nokonecinikov A.M.** s.a: FMM, 1966, 22, Nr.2.

[7] **Schepela A. J.** Lesa. Common Metals, 1972, 26, nr.1.

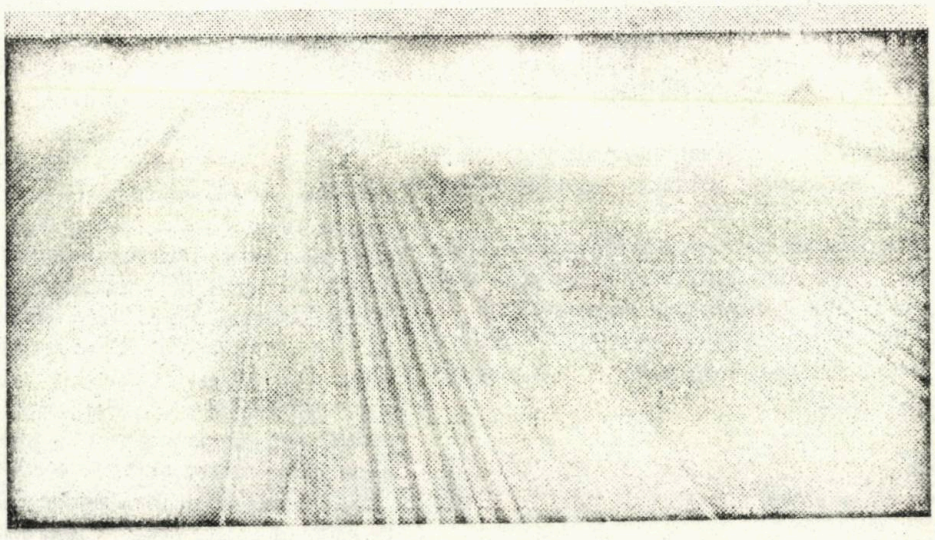
[8]**Samsonov G.V. Vinitkii I.M.** *Tugoplavnîe soedinenia* Metallurghia, M. 1976.

[9] **Dulamita T. Florian E.** *Tratamente termice si termochimice*. Bucuresti, E.D.P., 1982.

[10] **Iusenko Iu. A.** Poroskovaia metallurghia, 1975, nr.7.

STAL, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr. 12

- *Cai de realizare a utilajelor tehnologice de baza pentru fabricarea produselor metalice marunte, p.1*
- *Teoria fabricarii si topirii peletelor metalizate, p.5*
- *Problemele economisirii cocsului în furnale si trecerii la topirea fara cocs a metalului, p.11*
- *Microalierea otelului pentru sine cu zgura de vanadiu, p.20*
- *Noi oteluri de cementare, p.22*
- *Stabilirea caracteristicilor dispozitivelor pentru probarea sondelor cu oxigen la agregatele metalurgice, p.24*
- *Elaborarea otelurilor cu continut de calciu cu prelucrabilitate la aschiere pentru constructii, p.26*
- *Modernizarea uzinei metalurgice a firmei Hamburger Stahlwerke, Germania, p.27*



FENOMENE LA SOLIDIFICAREA COMPOZITELOR CU MATRICE DE ALUMINIU RANFORSATE CU PARTICULE CERAMICE

Prof. dr. ing. P. Moldovan, prof. dr. ing. N. Panait, s.l. ing. C. Alexandru, s.l. ing. Popescu Gabriela
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. G. V. Ghica - INTEC S. A. Bucuresti

C. Z. : 669.018.25

In ultimii ani, pe plan mondial se acorda o atentie deosebita producerii si studiului complex al proprietatilor fizico - mecanice si tehnologice ale compozitelor cu matrice de aluminiu si particule ceramice dispersate destinate îndeosebi industriei aeronautice si industriei de automobile.

Dintre tehnicile utilizate la elaborarea acestor materiale se remarca procedeul agitarii urmat de turnare în forme metalice, caracterizat prin flexibilitate, simplitate si eficienta ridicate.

Procesul de solidificare a aliajelor de aluminiu în prezenta particulelor ceramice dispersate (SiC, Al_2O_3, grafit, TiC, B_4C) prezinta o serie de particularitati în comparatie cu solidificarea aliajelor de aluminiu.

Selectionarea adecvata a tehnicii de solidificare poate duce la obtinerea unor noi structuri ale matricei si a unui set de caracteristici ingineresti de o deosebita importanta practica.

Proprietatile compozitelor cu matrice de aluminiu si particule dispersate sunt dependente de microstructura, forma, dimensiuni, fractia volumica si distantele dintre particulele dispersate.

Umectarea scazuta a particulelor ceramice de catre topitura de aluminiu, diferenta dintre densitatile matricei si cele ale particulelor ceramice dispersate, precum si deplasarea prin împingere a particulelor ceramice de catre frontul de solidificare constituie fenomene care duc la segregarea atât în timpul amestecarii, cât si în procesul de solidificare a compozitelor.

Cresterea temperaturii topiturii în timpul agitarii favorizeaza scaderea unghiului de umectare, dar faciliteaza reactiile interfazice soldate cu formarea unor produse de reactie la interfata matrice/particula ceramica.

In prezenta particulelor ceramice dispersate mobile, studiul microstructurii este mai complicat decât în cazul aliajelor de aluminiu.

Studiile întreprinse de diferiti cercetatori nu au reusit sa elucideze legile solidificarii acestor materiale eterogene si sa prevada structura compozitelor.

Scopul lucrarii este de a examina rolul particulelor ceramice dispersate (SiC, Al_2O_3, grafit) în procesul solidificarii compozitelor turnate, cu matrice pe baza de aliaje din sistemul Al - Si.

Tehnica experimentala

Aliajele - matrice studiate: AlSi12, AlSi12CuNiMg, AlSi18CuNiMg au fost elaborate într-un cuptor electric cu inductie cu creuzet de grafit, rafinate prin barbotare cu gaze (Ar + 3% Cl_2) si filtrate prin filtre inerte.

Particulele dispersate: SiC, Al_2O_3 si grafit cu granulatia cuprinsa în intervalul 30....120 μm au fost tratate în prealabil pentru îmbunatatirea umectarii lor de catre topitura.

Aliajele - matrice au fost retopite într-un cuptor electric cu rezistoare (fig.1), iar particulele ceramice au fost introduse în vortex-ul creat prin agitarea topiturii la 1073 K. Degazarea topiturii, dupa dispersarea particulelor ceramice, s-a realizat prin barbotare cu argon purificat.

Pentru îmbunatatirea umectarii, s-au utilizat bucati de magneziu sau litiu adaugate concomitent cu particulele ceramice.

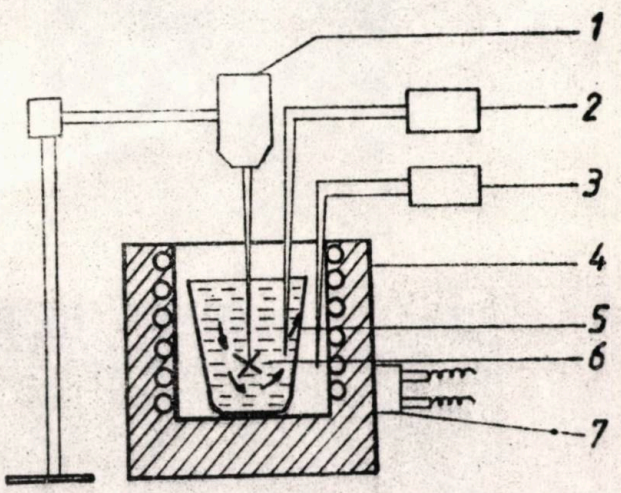


Fig. 1

Schema instalatiei experimentale de elaborare a compozitelor Al/grafit: 1- ansamblu motor - agitator mecanic; 2- termocuplu; 3- bloc de control si reglare a temperaturii; 4- cuptor electric cu rezistoare; 5- creuzet de grafit; 6- topitura; 7- sistem de alimentare electrica si control

Al/Graphite composite making pilot plant diagram

1- motor - stirer assembly; 2- thermocouple; 3- temperature control; 4- electric resistance furnace; 5- graphite crucible; 6- smelt; 7- power feed control

Dupa elaborarea compozitelor cu 5....20% particule ceramice s-au turnat probe cilindrice cu lungimea de 180 mm si diametrul de 30 mm în cochile de fonta si cupru. De asemenea, o parte din compozite s-au turnat pe un disc de cupru rotativ (1200 rot/min) sub forma de benzi în vederea solidificarii rapide.

Microstructura compozitelor turnate s-a examinat cu ajutorul microscopiei optice electronice (SEM, SEI, EDX).

Rezultate si discutii

Microstructura aliajului Al - Si solidificat a fost influentata de prezenta particulelor ceramice dispersate (grafit, SiC, Al_2O_3).

Microstructura matricei AlSi10CuNiMg în apropierea particulelor dispersate pare a fi complet diferita de cea a aliajului de aluminiu pur. Siliciul eutectic creste anizotropic sub forma de placi.

Dimensiunea medie a Si eutectic, în matricea AlSi12CuNiMg continând 5% particule de grafit dispersate, este de ordinul a 6....7μm, comparativ cu 30....32μm în aliajul AlSi12CuNiMg pur (fara particule ceramice).

Se considera în general ca particulele ceramice dispersate în topitura ce solidifica pot fi centri favorabili pentru nucleerea eterogena daca suprafetele lor sunt astfel orientate încât energia la interfata particula ceramica-faza în curs de solidificare sa fie scazuta; s-a constatat ca la un adaos de elemente reactive în matrice cum ar fi (1%) Mg si Li (0,5%) se îmbunatateste sensibil umectarea particulelor ceramice de catre topitura printr-o micsorare a tensiunii superficiale a topiturii si a tensiunii interfazice solid/lichid:

$$\theta = \arccos [(\sigma_{S\text{-}G} - \sigma_{S\text{-}L})/\sigma_{L\text{-}G}]$$

unde:

$\sigma_{S\text{-}G}$, $\sigma_{S\text{-}L}$ si $\sigma_{L\text{-}G}$ sunt coeficientii de tensiune interfazica la interfetele solid - gaz, solid - lichid, respectiv lichid - gaz.

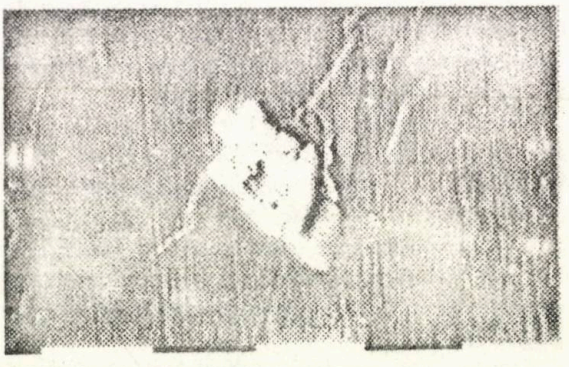
Siliciul germineaza preferential pe suprafata particulelor ceramice.

Acest fenomen a fost observat atât la compozitele cu matrice eutectica (AlSi12CuNiMg) cât si la cele cu matrice hipereutectica (AlSi18CuNiMg) (fig.2,a.b.c).

O modificare importanta a microstructurii matricei AlSi12CuNiMg se produce la cresterea vitezei de racire. Microstructura compozitelor AlSi12CuNiMg/particule grafit solidificate rapid prin turnarea sub forma de benzi pe disc rotativ de cupru este prezentata în figura 3.

In aceste conditii de racire se obtin dendrite mult mai fine iar particulele ceramice prezinta o distributie omogena deoarece este micsorat timpul de mentinere al compozitiei la solidificare. O distributie uniforma a particulelor ceramice în matrice, utilizând solidificarea rapida sau alte metode ca turnarea sub presiune, turnarea "compocasting" asociata cu

a



c

b

Fig. 2

Microstructura compozitelor turnate:a) AlSi12CuNiMg/$Gr_{(p)}$; b) AlSi18CuNiMg/$Gr_{(p)}$; c) AlSi12CuNiMg/$SiC_{(p)}$

Cast composites microstructure: a) AlSi12CuNiMg$Gr_{(p)}$; b) AlSi18CuNiMg/$Gr_{(p)}$; c) AlSi12CuNiMg/$SiC_{(p)}$

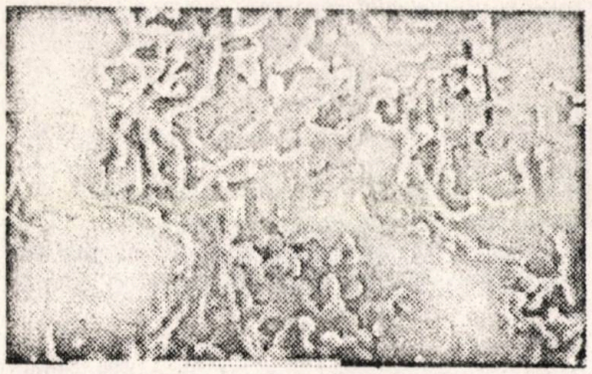


Fig. 3
Microstructura (SEM) a compozitei AlSi12CuNiMg/Gr(p) turnate si solidificate ultrarapid
SEM microstructure of AlSi12CuNiMgGr(p) ultra-high speed cast and solidified composite

Fig. 5
Microstructura (SEM) a compozitei AlSi12CuNiMg/$Al_2O_{3(p)}$. Se observa particule de $Al_xO_yFe_z$
SEM microstructure of AlSi12CuNiMg/$Al_2O_{3(p)}$ composite $Al_xO_yFe_z$ particles may be seen

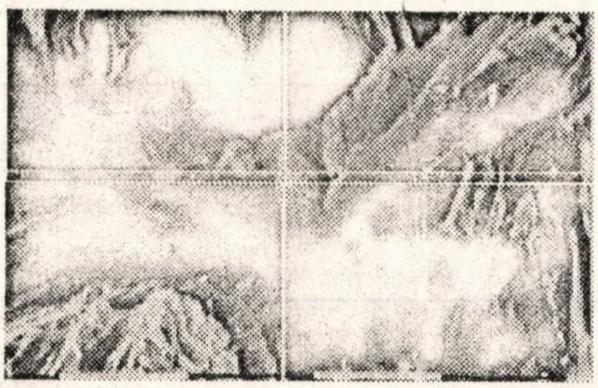


Fig. 4
Microstructura (SEI) a compozitei AlSi12CuNiMg/$Al_2O_{3(p)}$.
Se observa particule de compus $Al_xO_ySi_z$
SEM microstructure of AlSi12CuNiMg/$Al_2O_{3(p)}$ composite $Al_xO_ySi_z$ particles may be seen

procesare cu laser, realizeaza o distributie mai buna a particulelor si fazelor neconventionale si de neechilibru la solidificare.

In sistemul AlSi12/Al_2O_3 au fost observate doua posibile interactiuni chimice între particulele ceramice si elementele aliajului matricei: prima între Al_2O_3 si SiO_2 si a doua între Al_2O_3 si FeO.

Analizele SEM si EDX ale compozitelor au identificat prezenta oxidului dublu de Si si Al (fig.4) si respectiv a celui de Fe si Al (fig.5).

Întrucât densitatile grafitului (2,0 g/cm^3), aluminei (3,97 g/cm^3) si SiC (3,22 g/cm^3) sunt diferite fata de cea a aliajului AlSi12CuNiMg, particulele ceramice au tendinta de a se separa (prin flotare sau decantare).Interactiunile dintre frònturile de solidificare si particulele ceramice au de asemenea un efect important asupra microstructurii compozitelor turnate cu matrice de aluminiu. Particulele ceramice par a fi împinse de faza α - Al în zonele în care se solidifica la sfârsit sau sunt captate de faza intermetalica care se solidifica.

Pentru aprecierea mecanismului de interactiune a frontului de solidificare cu particulele ceramice s-a utilizat modelul lui Stefanescu si altii, care include contributiile energiilor superficiale, ale viscozitatii si ale conductivitatilor termice ale topiturii si ale particulelor:

$$v_c = \frac{\Delta\sigma_0 \cdot d_0}{12\eta r}\left[2 - \frac{K_P}{K_L}\right]$$

în care:

v_c este viteza de crestere critica peste care particulele ceramice sunt captate;

d_o - distanta interatomica;

η - viscozitatea topiturii;

r - raza particulei;

K_P si K_L - conductibilitatea termica a particulei, respectiv a topiturii.

Concluzii

Siliciul eutectic este prezent sub forma fina în imediata vecinatate a particulelor ceramice (grafit, Al_2O_3, SiC); s-a constatat nucleerea preferentiala a siliciului primar pe suprafata particulelor de grafit si SiC.

Adaosul de elemente reactive ca Mg (1%) si Li (0,5%) în matricea metalica duce la îmbunatatirea umectarii particulelor ceramice prin reducerea tensiunii superficiale a topiturii.

O modificare remarcabila a microstructurii matricei Al - Si s-a obtinut la turnarea în forma de benzi pe disc de cupru, la viteze de racire ultrarapida de 10^4....10^5 K/S.

S-au constatat doua tipuri de interactiuni chimice între particulele ceramice si elementele matricei

aliajului în sistemul $AlSi12/Al_2O_3$, care duc la formarea compusilor oxidici $Si_2O_{13}Al_6$ si $Al_xO_yFe_z$.

BIBLIOGRAFIE

[1]T.S.Srivatsan, I.A. Ibrahim, F.A.Mahomed, E.J.Lavernia: Journal of Materials Science 26 (1991), 5965 - 5978

[2]P.K.Rohatgi, R.Ashtana, F.Yarandi: *Solidification of Metal Matrix Composites* (1990) 51 - 75. The Minerals, Metals and Materials Soc., Warrendale, Pensylvania

[3]D.M.Stefanescu, A.Moitra, A.S.Kacar, B.K.Dhindaw: Met. Trans. A, 21 A (1990), 231 - 239

[4]P.Moldovan, N.Panait, G.Popescu, C.Alexandru, G.V.Ghica: Int.Conf.of Materials Develop, in Rail, Tire, Wing, Hull Transportation, Genoa, Italy (EUROMAT 92), 22 - 24, sept.1992

[5]B.C.Pai,S.G.K.Pillai,R.M.Pillai,K.G.Satyanaray: *Solidification of Metals Matrix Composites* (1990), 191 - 203. The Minerals, Metals and Materials, Soc.,Warrendale, Pensylvania

[6] S. Das, S.V. Prasad, T. R. Ramachandran, P. K. R ohatgi: Mat. Transaction, JIM 32 (1991), 189 - 194

[7] P. Moldovan, G. Popescu, C. Alexandru, G. V. Ghica: Buletin I.P.B., Bucuresti (1993)

[8] N.Panait, P.Moldovan, G.V.Ghica, C. Alexandru: Joint Automn Meeting EDO, Koningsof/Veldhoven, Nederland, oct.5 - 8 (1992)

[9] M. Suery, L. Lajoye: *Solidification of Metal Matrix Composites* (1990), 171 - 179. The Minerals,Metals and Materials Soc.,Warrendale, Pensylvania

[10] H. Nakae, K. Yamamoto, K. Sato: Mat. Trans., JIM,32, (1991), 531-53.

REVISTA REVISTELOR

STAL, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr. 12

- Asimilarea tehnologiei de retopire electrica sub zgura a electrozilor turnati continuu, dispusi într-un singur rând, p.29

- Particularitatile regimului de zgura la REZ a semifabricatelor de mare tonaj pentru tabla, p.31

- Alegerea utilajului pentru tratamentul termic al semifabricatelor cu gabarit mare obtinute prin retopire electrica sub zgura, p.33

- Modelarea proceselor de formare a proprietatilor mecanice la laminarea tablelor groase, p.43

- O noua generatie de traductoare fotoelectrice pentru laminarea la cald, p.46

- Cresterea rezistentei la uzura a rolelor de armatura din jurul cilindrilor prin încarcarea cu plasma prin sudura, p.47

- Perfectionarea tehnologiei de refulare libera utilizând sistemul de comanda prin microprocesare, p.48

- Perfectionarea procedeelor de zincare la cald si de aluminizare-zincare a tevilor, p.50

- Utilizarea rationala a laminatelor la cald din otel 08ps la fabricarea benzilor laminate la rece, p.53

- Perfectionarea constructiei subansamblului de cilindri la laminorul cu 12 cilindri, p.54

- Marirea rezistentei la uzura a canalului de lucru al filierelor din aliaje dure cu diametrul sub 2 mm, p.55

- Utilizarea la cabluri a miezurilor din metal si mase plastice, p.58

- Agregat de încalzire cu oxidare redusa pentru patentare, p.59

- Fabricarea benzilor laminate la cald cu proprietati mecanice garantate, p.61

- Imbunatatirea proprietatilor de exploatare a sculelor din oteluri rapide, p.63

- Utilizarea fosforului si carbonului la marirea densitatii pulberii sinterizate de fier, p.67

- Criterii economice de redistribuire a laminoarelor de tabla groasa la reconstructia si modernizarea acestora, p.69

- Utilizarea zgurilor rezultate din industria metalurgica, p.73

- Probleme ecologice si economia de energie în regiunile miniere si metalurgice, p.75

$Al_xO_yFe_z$

AlSi12CuNiMg

ANALIZA PROCEDEELOR EXTENSIVE DE MARIRE A GRADULUI DE UTILIZARE A COMBUSTIBILILOR

Prof. dr. ing. A. Nicolae, conf. dr. ing. Dina Vasilica, ing. D. Constantinescu
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.:662.753

Agregatele termice metalurgice reprezinta unul dintre cei mai mari consumatori de energie sau combustibil din industria unei tari, motiv pentru care rationalizarea unor astfel de consumuri constituie o latura fundamentala a activitatii în acest domeniu, a carei eficienta poate fi apreciata în primul rând prin gradul de folosire în scopuri utile a surselor energetice ale agregatului. Depistarea si descrierea mijloacelor de marire a gradului de utilizare a combustibililor si energiei (sau, în general, a caldurii), precum si stabilirea posibilitatilor de aplicare a lor în practica au la baza analiza eficientelor energetice ale functionarii agregatului.

Astfel de analize apeleaza, principial, la doua instrumente: prezentarea sintetica a bilanturilor energetice (tabelara sau grafica) si utilizarea indicatorilor energetici sau exergetici.

Pentru ordonarea si sistematizarea analizei se propune adoptarea unei ecuatii simplificate de bilant termic, de forma:

$$P_{cb} + P_a + P_{mat} + P_{ex} = P_u + P_{ga} + P_{pz} + P_{az} + P_{rad} + P_{ar} + P_{end}$$

$$P_{ga} = P_{ga.c} + P_{ga.n}$$

sau:

$$P_{cb} + B\,V_a \cdot i_a + P_{mat} + P_{ex} = P_u + BV_{ga}.i_{ga} + P_{ga.n} + P_{pz} + P_{rad} + P_{a.r} + P_{end} \qquad (1)$$

în care puterile termice aferente fiecarui articol au fost notate prin P, iar entalpiile, prin i.

In aceasta formula sunt retinute puterile termice introduse prin arderea combustibilului (P_{cb}), prin preîncalzirea aerului de combustie (P_a), prin preîncalzirea încarcaturii (P_{mat}), prin efectul reactiilor externe (P_{ex}) si puterile termice consumate în mod util (P_u), pierdute prin zidarie (P_{pz}), acumulate în zidarie (P_{az}), pierdute prin radiatia orificiilor de lucru (P_{rad}), prin apa de racire ($P_{a.r}$), prin reactiile endoterme (P_{end}), prin evacuarea gazelor la canalul de fum ($P_{ga.c}$) si prin neetanseitati ($P_{ga.n}$).

Unele dintre ele sunt exprimate în functie de consumul de combustibil B [kg ; m^3_Ncomb/s], entalpia aerului de combustie i_a [kJ/m^3_N aer] si volumul acestuia V_a [m^3_N aer/kg ; m^3_N comb], de volumul gazelor arse V_{ga} [m^3_Ng.a/m^3_N;kg comb] si entalpia lor i_{ga} [k J/m^3_N g.a].

De asemenea, se are în vedere faptul ca eficienta functionarii energetice a agregatului este, finalmente, de natura economica, adica intereseaza în primul rând cheltuielile introduse de consumul de combustibil, B. Puse astfel lucrurile, în continuare, pentru analiza energetica se va retine, din multitudinea de indicatori, gradul de utilizare a combustibilului, definit simplificat prin raportul:

$$\eta_{u.c.} = \frac{P_u}{P_{cb}} = \frac{P_u}{B \cdot H_i} \qquad (2)$$

în care H_i[kJ5/m^3_N; kg.comb] este puterea calorica inferioara.

Totodata, eficienta economica a masurilor propuse pentru marirea lui η_{uc} va fi evaluata, printre altele, prin economia de combustibil, E_c, care se va realiza în situatia îmbunatatita (notata cu indicele 2) fata de situatia initiala (notata cu indicele 1):

$$E_c = \frac{B_1 - B_2}{B_1} = 1 - \frac{B_2}{B_1} \qquad (3)$$

Trebuie mentionat ca în contextul analizei eficientei economice P_u reprezinta cantitatea de caldura ce poate fi transmisa în unitatea de timp în conturul încarcaturii, fiind vorba deci de puterea termica a acestui contur, adica de un parametru asupra caruia se poate interveni. De altfel, pe baza acestor premise calitative se poate stabili ca între puterea termica P_u [kJ/s = kW] si productivitatea cuptorului p_c [kg/s] se pot stabili relatiile:

$$P_u = i_{mat} \cdot p_c = \frac{1}{K_s} \cdot p_c \qquad (4)$$

unde Ks [kg/kJ] este asa-numitul coeficient al scoaterii energo-tehnologice. Aceste relatii evidentiaza ca pentru modificarea lui p_c la acelasi agregat se poate interveni prin intermediul lui P_u care apare astfel ca un articol dinamic al bilantului termic sau, altfel scris, exista o capacitate nominala pentru care se poate atinge un consum minim de combustibil.

Pentru analiza cantitativa a gradului de folosire a combustibilului si pentru evaluarea eficientelor economice ale diverselor mijloace propuse pentru îmbunatatire, devine necesara stabilirea unei relatii matematice de calcul utilizabila în acest sens.

In acest scop, la nivelul conturului tehnologic al cuptorului, din relatia (1) se poate scrie o prima expresie a consumului de combustibil:

$$B = \frac{P_{met} + P_{p.c}}{\eta_{u.c} \left[1 + \frac{V_a \cdot i_a}{H_i} - \frac{\sigma V_{ga} \cdot i_{ga}}{H_i} \right]} \qquad (5)$$

în care s-au facut notatiile:

$$P_{met} = (P_u + P_{end}) - (P_{ex} + P_{mat})$$

$P_{pc} = P_{pz} + P_{az} + P_{a.r} + P_{end} + P_{ga.n.}$
folosind coeficientul σ care reprezinta ponderea gazelor arse evacuate prin canalul de fum.

In aceste relatii P_{met} este puterea termica livrata de sursa energetica în conturul încarcaturii, iar P_{pc} reprezinta pierderile de putere prin elementele de constructie ale agregatului. Presupunând ca ($P_{end} = 0$) se mai propun urmatoarele transformari:

$$P_{met} + P_{p.c} = P_{met}\left(1 + \frac{P_{pc}}{P_{met}}\right) = Z_{p.c} \cdot P_{met}$$

$$P_{met} = P_u \left(1 - \frac{P_{ex} + P_{mat}}{P_u}\right) = K_{met} \cdot P_u$$

In baza expresiilor de mai sus se propune ca valorile $Z_{p.c} = \left(1 + \frac{P_{p.c}}{P_{met}}\right)$ si

$$K_{met} = \left(1 - \frac{P_{ex} + P_{mat}}{P_u}\right)$$

sa constituie ecuatiile de definitie a doi indicatori de analiza denumiti în continuare "coeficient de pierderi prin constructia agregatului", respectiv "coeficient de participare a sursei energetice în conturul încarcaturii".

Apelând la expresia (5) se poate deduce în final:

$$\eta_{u.c} = \frac{1}{Z_{p.c} \cdot K_{met}} \left[1 + \frac{V_a \cdot i_a}{H_i} - \frac{\sigma \cdot V_{ga} \cdot i_{ga}}{H_i}\right]$$

Analizând relatiile de mai sus devine posibila o clasificare a mijloacelor prin care urmeaza a se mari eficienta functionarii energetice a agregatului:

a) mijloace extensive, care vizeaza folosirea surselor energetice înlocuitoare pentru sursa de baza, Pcb;

b) mijloace intensive care presupun:

» intensificarea proceselor termoenergetice (reciclarea resurselor energetice, micsorarea pierderilor, recircularea gazelor arse etc.);

» intensificarea proceselor de transfer între agentul termic si încarcatura;

» intensificarea proceselor tehnologice metalurgice;

c) masuri de natura organizatorica (functionarea continua a agregatului, calificarea personalului, conducerea automata folosind tehnica de calcul etc.).

Marirea gradului de utilizare a combustibilului prin mijloace extensive presupune înlocuirea partiala a sursei energetice de baza, în cazul analizat Pcb.O astfel de actiune poate fi apreciata si cu ajutorul unui indicator auxiliar, numit grad de înlocuire a combustibilului: $\eta_{i.c} = \frac{\Delta P_i}{\sum P_{i_i}}$ (7)

$$EC_1 = 1 - \frac{B_2 + B_3}{B_1} = 1 - \frac{\frac{1}{\eta t_b \cdot H_i}(i_f - i_p) + \frac{1}{\eta t_p \cdot H_i}(i_p - i_i)}{\frac{1}{\eta t_b \cdot H_i}(i_f - bi_i)} \quad (10)$$

In definitia de mai sus, ΔP_i este valoarea surselor energetice înlocuitoare introduse în conturul de bilant (alimentat de puterile introduse $\sum P_{i_i}$) care pot fi: P_{mat} pentru conturul încarcaturii si P_a pentru conturul tehnologic.

Fiind vorba de mijloace extensive, aceste surse înlocuitoare se obtin în instalatii separate cu sursa proprie de caldura, fapt care presupune un consum de combustibil suplimentar, B_3.

In acest caz eficienta masurii este data de economia de combustibil:

$$E_c = \frac{B_1 - (B_2 + B_3)}{B_1} = 1 - \frac{B_2 + B_3}{B_1} \quad (8)$$

Practic, cele mai utilizate surse înlocuitoare sunt preîncalzirea încarcaturii (pentru P_{met}) si preîncalzirea aerului de combustie (pentru P_a).

a) Preîncalzirea încarcaturii metalice (situatia I)

Aceasta metoda presupune ca în agregatul de baza din punct de vedere al tehnologiei metalurgice (notat cu indicele "b") sa se introduca încarcatura metalica preîncalzita pâna la o temperatura prestabilita într-o instalatie (notata cu indicele "p") prevazuta cu sursa proprie de caldura. Analiza energetica a acestei masuri se apreciaza prin gradul η_{uc} si economia de combustibil E_c.

In ceea ce priveste valoarea gradului η_{uc}, se presupune ca $P_{ex} = 0$ si $P_a = 0$, în asa fel încât se

$$\eta_{u.c.} = \frac{1}{Z_{p.c_1}\left(1 - \frac{P_{mat}}{P_U}\right)} \left(1 - \frac{\sigma V_{ga} \cdot i_{ga}}{H_i}\right)$$

obtine formula redusa:

(9)

Daca entalpiile initiala si finala pe care le are încarcatura în agregatul de baza sunt i_i si i_f, entalpia pe care o atinge în instalatia de preîncalzire - i_p, consumul de combustibil în agregatul de baza fara preîncalzire - B_1, consumul de combustibil în agregatul de baza cu preîncalzire - B_2, consumul de combustibil în preîncalzitor - B_3, iar randamentele termice ale instalatiilor - ηt_b, atunci eficienta energetica a masurii, apreciata cantitativ prin economia de combustibil, este:

Se constata ca, pentru a se înregistra eficienta ($E_c > 0$), este necesar a se îndeplini cel putin una dintre conditiile:

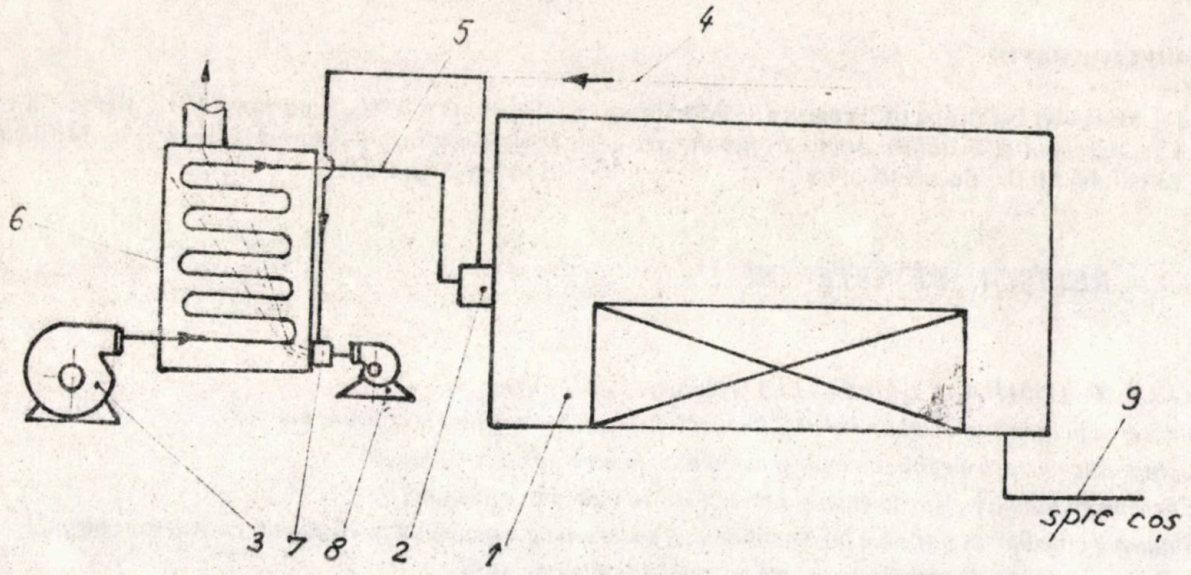


Fig. 1

Schema preîncalzirii aerului de combustie prin masuri extensive:
1 - spatiul de lucru al cuptorului; 2 - arzatorul cuptorului; 3 - ventilator de aer pentru arzatorul cuptorului; 4 - conducta de combustibil; 5 - conducta de aer; 6 - corpul preîncalzitorului; 7 - arzatorul preîncalzitorului; 8 - ventilator de aer; 9 - canal de fum
Air heating diagram for extensive combustion
1 - furnace operation volume; 2 - furnace burner; 3 - furnace burner air fan; 4 - fuel duct; 5 - air duct; 6 - preheater body; 7 - preheater burner; 8 - air fan; 9 - flue

- cheltuielile cu producerea caldurii în instalatia de preîncalzire ($B_3 \cdot H_i$) sa fie cât mai mici, adica sa se apeleze la surse de caldura ieftine;
- randamentul termic al instalatiei de preîncalzire, η_{tp}, sa fie mai mare decât randamentul agregatului de baza, η_{tb}; în acest context metoda devine recomandabila, de exemplu, la asa- numitul procedeu de elaborare duplex, care prevede încalzirea si topirea încarcaturii într-un agregat cu η_t mare la încalzire si apoi trecerea încarcaturii în agregatul de baza, care are η_t mai mare la supraîncalzire si mentinere.

b) Preîncalzirea aerului de combustie (situatia II)

Pentru usurarea analizei eficientei preîncalzirii aerului de combustie într-o instalatie separata, cu sursa proprie de caldura (fig.1), se presupune ca $i_{cb} = 0$ si Kmet = 1, astfel încât se obtine o expresie simplificata a gradului de utilizare a combustibilului:

$$\eta_{UC_{II}} = \frac{1}{Z_{p.c_{II}}}\left(1 + \frac{V_a \cdot i_a}{H_i} - \frac{\sigma V_{ga} \cdot i_{ga}}{H_i}\right) \quad (11)$$

Stiind ca în instalatia de preîncalzire se consuma o cantitate de combustibil:

$$B_3 = \frac{B_2 \cdot V_a \cdot i_a}{\eta_{t.p} \cdot H_i}$$

se poate afirma ca preîncalzirea aerului de combustie pe seama unei surse energetice separate este o masura eficienta numai daca se îndeplineste conditia:

$$E_{C_{II}} = 1 - \frac{\dfrac{(Z_{p.c_{II}})_2}{1 + \dfrac{V_a \cdot i_a}{H_i} - \dfrac{\sigma \cdot i_{ga} \cdot V_{ga}}{H_i}}\left(1 + \dfrac{V_a \cdot i_a}{\eta_{t_p} \cdot H_i}\right)}{\dfrac{(Z_{p.c_{II}})_1}{1 - \dfrac{\sigma \cdot V_{ga} \cdot i_{ga}}{H_i}}} > 0 \quad (12)$$

Se constata ca si în acest caz este obligatoriu ca indicatorii energetici ai instalatiei de preîncalzire a aerului sa fie superiori.

Ca o concluzie generala se poate afirma ca, desi pentru ambele situatii de masuri extensive coeficientii $\eta_{u.c}$ cresc, totusi, când nu se respecta recomandarile mentionate, pot rezulta mariri ale consumurilor globale de combustibili. Este motivul pentru care consideram ca valorile η_{UC_I} si $\eta_{UC_{II}}$ calculate conform relatiilor (9) si (11) reprezinta grade de utilizare a combustibilului aparente.

Se impune ca într-o lucrare ulterioara sa se arate ca valori reale pentru astfel de coeficienti rezulta în conditiile aplicarii masurilor intensive.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Murgulet N.,Nicolae A.,Predescu C.,Mihailescu C.:** *Agregate si instalatii termice metalurgice* - Litografia I.P.B. - Bucuresti, 1988

[2]**Lisienko V.G., Lobanov V.I., Kitaev B.I.:** *Teplofizika metallurghiceskih protessov*. Moskva, Metallurghiia, 1982

REVISTA REVISTELOR

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.7

- *Utilizarea în industrie a carbunilor de Subarkolsk în încarcatura pentru cocsificare, p.4*
- *Compozitia chimica a partii minerale a carbunilor, încarcaturii si cocsului, p.6*
- ***Eficienta gratarului cu bare la cuptorul de 41,6 m^3 cu încalzire combinata, p.9***
- ***Studierea criteriilor de alegere a încarcarii-descarcarii în serie a cuptoarelor de cocsificare cu volum mare, p.13***
- ***Influenta perioadei de cocsificare asupra cocsului de turnatorie, p.18***
- ***Stabilirea eficientei sistemului de scoatere fara praf a cocsului, p.20***
- ***Epurarea prin filtrare electrica a apelor reziduale rezultate din industria cocsochimica de gudroane si uleiuri, p.41***

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.12

- ***Bazele stiintifice si perfectionarea pregatirii si cocsificarii carbunilor, p.2***
- ***Calcularea încarcaturii pentru cocsificare pe baza modelului petrografic, p.9***
- ***Cocsificarea încarcaturii elaborate prin utilizarea indicelui de pierdere relativa a masei, p.3***
- ***Experienta utilizarii debitului general al industriei cocsochimice-gospodarirea apei si coroziune aparaturii, p.38***
- ***Alimentarea cu apa a bateriei de cazane din întreprinderile cocsochimice, p.42***
- ***Sistem automatizat de comanda a calculelor pentru epurarea gazelor de cocserie si captarea produselor chimice rezultate de la cocsificare, p.43***

SOCIETATEA COMERCIALA
FAREB
S. A. BRASOV

Str. Carierei nr. 127
Cod 2200
Telex: 61 - 307
Telefon: 921/17966
Fax: 921/19392

Produce si comercializeaza:
- caramizi refractare silico - aluminoase dense de calitate:
70 SA, 65 SA, 28 A, 30 A, 38 A, 40 A
- caramizi refractare termoizolatoare de calitate:
I 68 A 17, I 50 A 17, I 98 A 14, I 68 A 11 C, I 62 A 11 C,
I 62 A 10, I 46 A 08, I 35 08, I 46 A 06, I 35 A 06
- mortare refractare M 37 A
- aditivi refractari: izochit 135 si 150 C

UNELE CONSIDERATII PRIVIND FABRICAREA MATRITELOR CU ELIMINATOR INTEGRAT, UTILIZABILE PENTRU MATRITAREA DE PIESE PE PRESE MECANICE SAU HIDRAULICE

Ing. Gr. Dobrescu - S. C. Mecanica S. A. Mârsa - Avrig

C. Z.: 621.979.07

Procesul de restructurare al industriei prin reorientarea productiei spre cerintele reale ale pietei evidentiaza pregnant necesitatea adaptarii proceselor de fabricatie si a dotarilor la nivel de performante maxime sub aspectul calitatii si costurilor, într-o deplina coerenta cu nivelurile minime de investitii noi. Ca o particularitate a procesului de restructurare economica în aceasta perioada, si în sectoarele calde se poate remarca o tendinta de diversificare a pieselor matritate, ca tipodimensiuni, în conditiile scaderii seriilor de fabricatie. O abordare optima a acestor fenomene la nivelul nomenclatorului propriu de piese forjate si în deplina corelare cu dotarile existente a remarcat oportunitatea reanalizarii conceptiei SDM-urilor, utilizate pentru matritarea pieselor pe presele cu frictiune de 400 tf (utilaje neechipate cu sisteme proprii de eliminatoare), vizându-se cresterea performantelor pieselor matritate sub aspectul calitatii si costurilor, prin concepte tehnologice adecvate acestor cerinte si restrictionarilor de cheltuieli suplimentare de investitii pentru dotare.

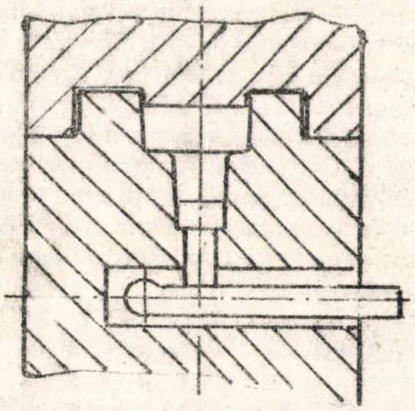


Fig. 1
Concept de matrita cu eliminator, actionat prin maneta articulata
Die with ejector, activated with knuckle lever

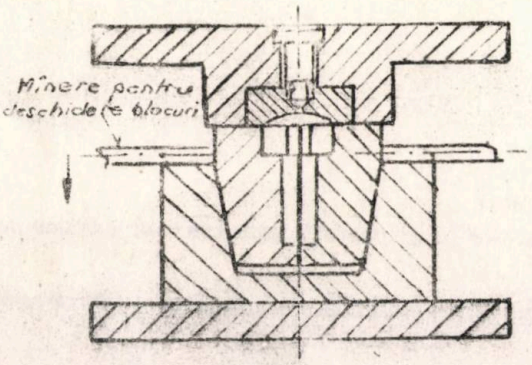


Fig. 2
Concept de matrita cu eliminator, actionat prin sistem de mânere montate pe semibacurile matritei
Die with ejector activated with handles on die bolsters

In contextul remarcat s-a impus reanalizarea conceptiei si eficientei SDM-urilor folosite în prezent pentru matritarea pieselor pe presele cu frictiune din dotare, extinzând utilizarea matritelor cu eliminator integral, permitând abordarea matritarii si a pieselor de tip bolt cu flanse, piese cu configuratii specifice ce impun extractie prin sisteme specifice de eliminare, sau matritarea fara bavura, pe prese neechipate cu sisteme proprii de eliminare.

Analiza critica a solutiilor actuale de matrite cu eliminator remarcate în literatura de specialitate, sau din practica unor forje, inclusiv forja proprie, si evidentiate în figurile 1 si 2, prezinta o serie de dezavantaje, dintre care se pot evidentia: un consum mare de oteluri pentru scule destinate prelucrarilor la cald si manopera de prelucrare în scularii; securitate redusa în exploatare, cu pericol de generare a accidentelor; fiabilitate scazuta, elementele sistemelor de eliminare preluând direct, partial sau integral efortul de deformare plastica dezvoltat de utilaj si consumat pentru matritarea piesei în cavitatea activa a matritei etc.

La nivelul forjei proprii, aceste concepte au fost limitat utilizate, datorita deficientelor remarcate, si au impus în final reconsiderarea conceptuala pentru a corespunde urmatoarelor cerinte prestabilite, si anume: cresterea rezistentei mecanice a elementului activ al eliminatorului, asigurarea unor curse optime de deplasare a piesei din cavitatea matritei la faza de extractie, cresterea gradului de securitate în timpul deformarii plastice, excluzându-se contactul direct al materialului supus deformarii plastice cu elementul activ al eliminatorului, ca o conditie de excludere a unor eventuale accidente, cresterea performantelor tehnologice la piesele matritate din punct de vedere al calitatii si al costurilor, cresterea gradului de universalitate a SDM-urilor etc.

Pe baza unor studii proprii experimentarii si aplicarii uzual în forja proprie a matritelor cu eliminator integrat, s-a realizat conceptul de matrita

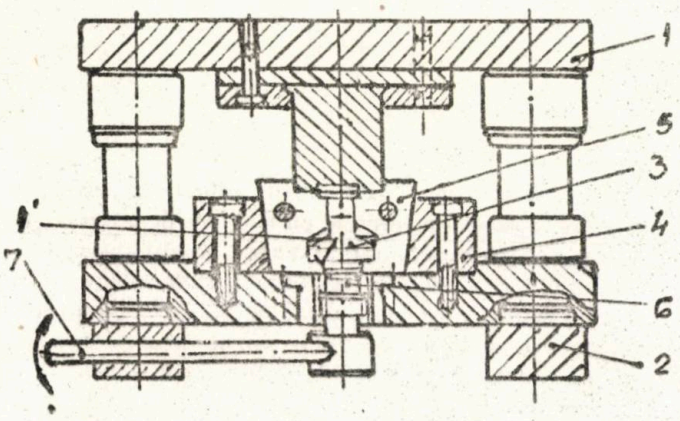


Fig. 3
Concept de matrita echipata cu eliminator de tip surub cu filet trapezoidal
Die with flat threaded screen type ejector

de forjat cu eliminator de tip surub cu filet trapezoidal evidentiat în figura 3.

Conceptual, sistemul de eliminator remarcat în figura 3 se compune din: eliminatorul propriu-zis de tip surub trapezoidal, cu trei începuturi, cu pas de 10 mm, asigurând o cursa de extractie de 6-7 mm, la o cursa (semirotire) a surubului 6, eliminator actionat prin intermediul manetei de comanda 7, solidarizata prin conditia de montaj cu surubul eliminator 6; spatiul de manevra al eliminatorului se asigura prin montarea matritei inferioare 2 pe elementele de supraînaltare 8. Conceptia matritei din punct de vedere structural corespunde conceptiei clasice, exceptând partea activa a matritei 3, realizata din doua semibacuri 5, montate în corpul interschimbabil 4, fiind montat în matrita inferioara 2 cu suruburi, conferindu-se matritei posibilitatea de utilizare pentru mai multe repere, prin schimbarea bacurilor si elementelor eliminatorului, montate în cavitatea partii active a matritei. Acest tip de eliminator remarcat în figura 3 prezinta o serie de avantaje, si anume: cresterea performantelor tehnologice ale utilajelor si matritelor, asigurarea unei manevrari usoare si cu efort minim, o mare fiabilitate prin sectiunea mare a surubului eliminator, acesta nepreluând efortul de deformare consumat pentru matritare, transmiterea efortului facându-se prin suprafata "A" a bacurilor, asigurându-se inclusiv protectia sistemului de manevra care, prin conditia de montaj si existenta spatiului dintre cele doua componente (surub eliminator si sistem de actionare), cu o valoare de 1,5-2 mm, evita transmiterea de forte în timpul matritarii la sistemul de manevra si, astfel, ruperea sa în timpul exploatarii.

Prin conceptul general al matritei echipate cu eliminatorul prezentat, matrita activa limitându-se la bacurile 5, se asigura reducerea consumului de otel MoCNi5, bacurile fiind amovibile prin modul lor de fixare pe suportul 4, crescând gradul de universalitate al SDM-urilor utilizate în forja, cu reducerea corespunzatoare a consumurilor de materiale si manopera în scularii, comparativ cu matritele clasice.

Experimentarea si extinderea utilizarii acestui concept de matrita cu eliminator de tip surub cu filet trapezoidal au dus la urmatoarele concluzii: eliminatorul realizat constituie o solutie distincta, neregasibila în literatura de specialitate sau în practica forjelor din tara; solutia este generalizabila, neimpunând conditii specifice de aplicare. Ea asigura o crestere a fiabilitatii si securitatii în exploatare a matritelor si permite cresterea performantelor tehnologice ale utilajelor fara sisteme proprii de eliminare, fara costuri suplimentare de investitii, destinate matritarii de piese în loturi de fabricatie de serie mica si mijlocie.

BIBLIOGRAFIE

[1]V.Chirita, I.Dragan, Al.Maniu, A.Vasiliu: *Matritarea la cald a metalelor si aliajelor*. Ed.Tehnica, Bucuresti, 1979, p.324

REVISTA REVISTELOR

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr. 8

- *Folosirea criteriului de modificare a capacitatii de aglomerare la estimarea încarcaturilor de carbune pentru cocsificarea în straturi, p.2*
- *Incercari pe scara industriala a instalatiei de vidare cu filtru si racleta pentru deshidratarea concentratelor de carbune, p.5*
- *Eficienta repartitiei caldurii în canalele de încalzire de masa si marginale, p.8*
- *Aprecierea starii de deformare-tensiune a peretelui intermediar al cuptorului de cocsificare, p.12*
- *Analiza structurala cu raze X a reziduurilor solide rezultate de la piroliza carbunilor slab aglutinanti, brichetati cu liant, p.15*

OBTINEREA TITANULUI DE ÎNALTA PURITATE PRIN ELECTRORAFINARE ÎN SARURI TOPITE

Dr. doc. chim. Stefania Zuca, dr. chim. N. Ene - Institutul de Chimie Fizica Bucuresti

C. Z.: 669.295.6

Caracterizat printr-o foarte buna rezistenta mecanica si chimica, printr-o conductivitate electrica si termica ridicate, titanul este de neînlocuit în numeroase ramuri industriale de vârf. Reperele din titan si aliajele sale se realizeaza însa prin prelucrari speciale, în care mai mult de 25% din titanul primar se pierde sub forma de deseuri. In plus, chiar la obtinerea titanului primar prin procedeul clasic Kroll, rezulta cantitati relativ importante de deseuri metalice neprelucrabile, datorita continutului mare de oxigen si azot.

Obtinut printr-un procedeu puternic energofag, titanul este un metal relativ scump, astfel ca recuperarea sa din deseurile metalice se impune cu necesitate, cu atât mai mult cu cât cerintele de titan si aliaje de titan sunt în continua crestere.

Cele doua directii majore de recuperare se bazeaza fie pe procedee chimice, fie pe cele electrochimice. Recuperarea chimica consta în clorurarea, hidrurarea sau iodurarea în conditii specifice a deseurilor metalice de titan cu formarea compusilor chimici corespunzatori, care în final fie ca se reintroduc în procedeul clasic de reducere magneziotermica ($TiCl_4$), fie ca se descompun termic prin procedeul **van Arkel-de Boeur** (TiH_4, TiI_4). Este evident ca procedeele chimice sunt putin rentabile datorita consumurilor energetice ridicate si utilizarii unor utilaje costisitoare în conditiile unor tehnologii specializate.

Comparativ, procedeul de rafinare electrochimica în saruri topite este mult mai simplu, asigurând transformarea directa metal- metal, printr-o operatie unitara de dizolvare anodica a deseului metalic continând titan si depunerea la catod a titanului prin reducerea electrochimica a ionilor astfel trecuti în topitura. Deoarece electrorafinarea are loc la un potential de electrod E = O, rezulta ca metalele mai electroactive decât titanul, desi trec în electrolit, nu se pot depune catodic, în timp ce metalele mai nobile ramase nedizolvate formeaza împreuna cu oxizii si nitrurile rezultate prin reactiile specifice asa-numitul namol anodic. In consecinta, se asigura o mare puritate a titanului electrodepus. In plus, electrorafinarea beneficiaza de avantajul ce decurge în conditii mult mai simple decât electroliza clasica, deoarece componentul electrochimic activ nu se consuma în timpul procesului, astfel încât la anod nu se degaja produsii de reactie care de regula constau din gaze. Evident ca în astfel de conditii constructia celulei de electroliza devine mult mai simpla deoarece se evita dificultatile generate de alimentarea sa continua si de separarea printr-o diafragma adecvata a compartimentului anodic de cel catodic.

Tinând seama de cele de mai sus, ne-am propus un studiu sistematic asupra conditiilor de electrorafinare a titanului astfel încât sa se obtina depozite de granulatie si puritate corespunzatoare în conditiile unui randament de curent cât mai ridicat. Sunt date care, desi absolut necesare pentru transpunerea procesului la scara mai mare, lipsesc din literatura de specialitate deoarece electrorafinarea este foarte putin si incomplet studiata [1] - [4].

Studiile noastre anterioare [5],[6] privind electrorafinarea titanului în electroliti de compozitie diferita au dovedit ca în amestecurile topite de fluoruri alcaline se obtin întotdeauna depuneri peliculare compacte, aderente la substrat, cu luciu metalic, necorespunzatoare pentru recuperarea titanului metalic. Depuneri de pulberi de titan usor recuperabile se obtin numai în electrolitii topiti clorofluorurati. De aceea experimentarile de fata au fost efectuate în solventul topit NaCl-KCl-NaF, constând din amestecul echimolecular NaCl-KCl cu adaosuri variabile de 1; 5; 10; 15 si 20% g NaF. Am optat pentru componentul electrochimic activ K_2TiF_6, deoarece comparativ cu celalalt candidat potential, $TiCl_4$, prezinta conform datelor din literatura [7],[8] avantajul ca se reduce catodic printr-un proces mai simplu, într-o singura treapta:

$$(TiF_6)^{3-} + 3\,e^- \rightarrow Ti^o + 6\,F^- \qquad (1)$$

în cazul când electroreducerea are loc într-un electrolit clorofluorurat alcalin. In aceste topituri au fost identificati pe cale spectrala compusi ai titanului trivalent sub forma de Na_2KTiF_6, Na_3TiF_6 sau K_3TiF_6, a caror formare a precedat întotdeauna producerea titanului metalic în timpul electrolizei [9],[10].

Deoarece titanul metalic este permanent prezent în celula de electrorafinare, este evident ca reducerea chimica:

$$3(TiF_6)^{4-} + Ti + 6F^- \rightarrow 4(TiF_6)^{6-} \qquad (2)$$

este favorizata, astfel ca procedeul electrochimic întotdeauna are loc conform ecuatiei (1). Acest punct de vedere este sustinut si de constatarile noastre experimentale privind comportarea specifica a topiturilor NaCl - KCl - NaF - K_2TiF_6. Dupa solidificarea lor în celula de electrorafinare, în absenta oricarei electrolize, s-a obtinut întotdeauna un solid de culoare roz-lila, care este caracteristica ionului de

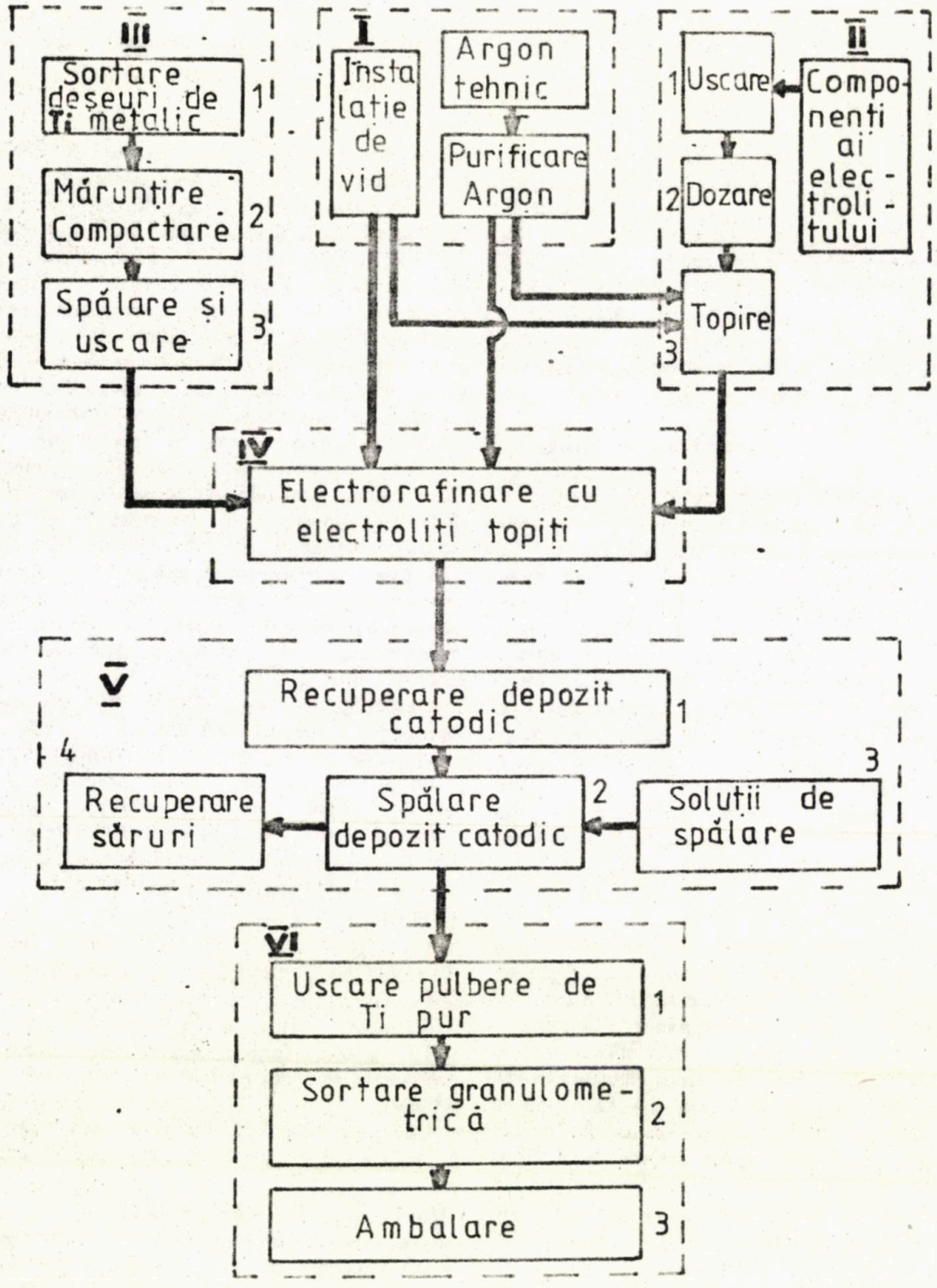


Fig. 1

Etapele procesului de electrorafinare:I - realizarea atmosferei inerte; II - elaborarea electrolitului; III - pregatirea deseurilor metalice de titan; IV - electrorafinarea; V - recuperarea titanului; VI - conditionarea pulberii de titan

Electrorefining process steps:I - inert gas input; II - electrolyte preparation; III - titan scrap preparation; IV - electrorefining; V - titan recovery; VI - titan powder conditioning

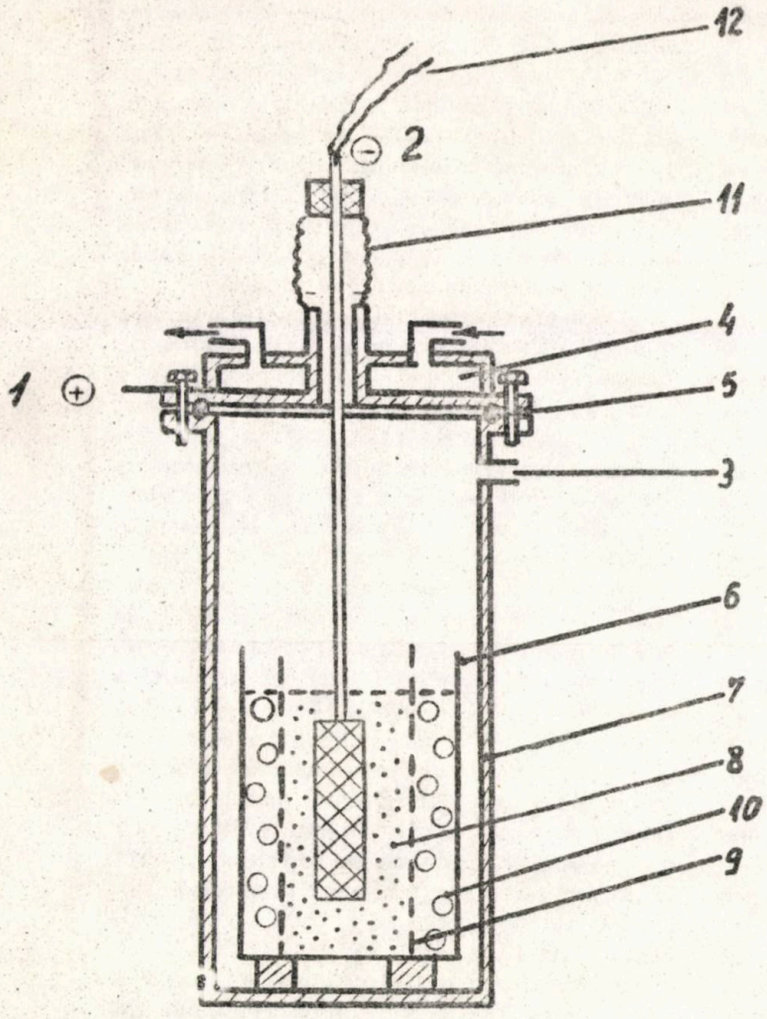


Fig. 2

Celula de electrorafinare a titanului în electroliti topiti: 1 - anod; 2 - catod; 3 - stut de purjare- vidare; 4 - manta de racire; 5 - O - ringuri de etansare; 6 - creuzet; 7 - peretele celulei; 8 - deseu metalic continând titan; 9 - diafragma; 10 - electrolit; 11 - dispozitiv flexibil de etansare; 12 - termocuplu

Titan electrorefining cell: 1 - anode; 2 - cathode - 3 - drain and pump out nipple; 4 - cooling jacket; 5 - tightening O - rings; 6 - crucible; 7 - cell wall; 8 - titan containing metal scrap; 9 - diaphragm; 10 - molten eletrolyte; 11 - flexible tightening device; 12 - thermocouple

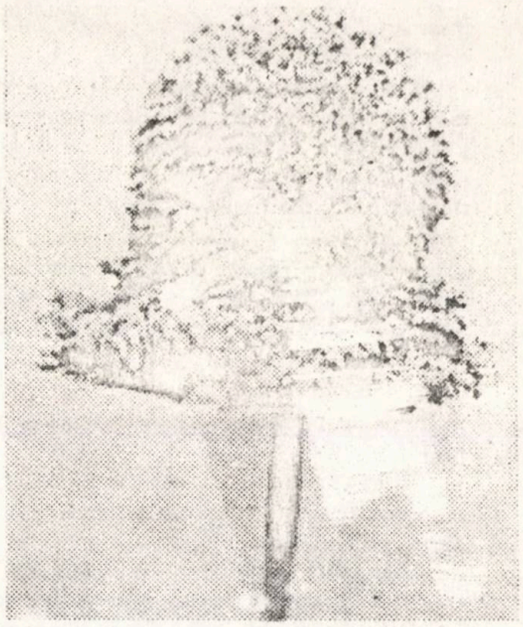


Fig. 3

Depozit catodic tipic obtinut la electrorafinarea t[illegible]ului în solventul topit NaCl - KCl-NaF

Typical cathode deposit achieved after titan refining NaCl-KCl-NaF molten solvent

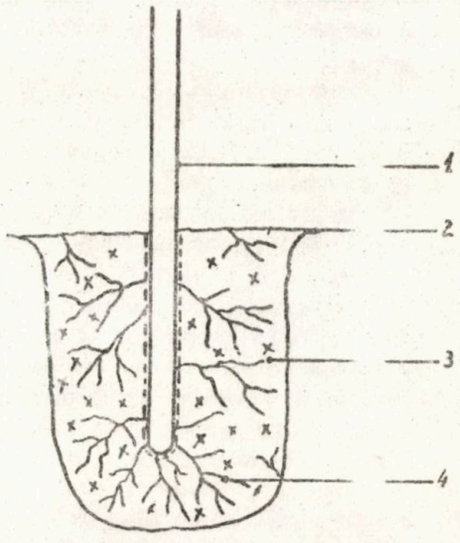


Fig. 4

Sectiune transversala prin depozitul catodic de titan electrorafinat: 1 - catod, 2 - pelicula compacta la interfata electrolit topit/atmosfera; 3 - electrolit înglobat; 4 - structura spongioasa de titan metalic

Cross section through electrorefined titan deposit:
1 - cathode; 2 - compact film at the molten electrolythe/atmosphere interface; 3 - trapped electrolyte; 4 - metallic titan sponge structure

titan trivalent, a carei prezenta a fost confirmata prin reactia analitica specifica [11].

Daca tinem seama de faptul ca reducerea electrochimica a $TiCl_4$ are loc în mai multe trepte ($Ti^{4+} \rightarrow Ti^{3+} \rightarrow Ti^{2+} \rightarrow Ti^{o}$), este evident ca utilizarea solutului K_2TiF_6 este mult mai avantajoasa din punct de vedere al consumului de energie si, dat fiind faptul ca nu se consuma în timpul procesului de electrorafinare, rezulta ca nici problema costului sau relativ mai ridicat nu constituie un impediment în aplicarea industriala. Mentionam ca în experimentari, indiferent de compozitia solventului, s-a mentinut o concentratie constanta, de 8 g% K_2TiF_6, definita ca optima în studiile noastre anterioare [5],[6].

Practic, procesul de electrorafinare a deseurilor metalice de titan se realizeaza printr-o serie de sase etape, schematizate în figura 1.

Deoarece proprietatile fizico-mecanice ale titanului metalic (plasticitate, fragilitate, rezistenta la soc mecanic, uzura etc.) sunt influentate dramatic de continutul de oxigen si azot, electrorafinarea trebuie efectuata într-o atmosfera speciala. In acest scop s-a utilizat argonul eficient purificat de oxigen si de azot, pâna la un continut maxim de 15 p.p.m.

Halogenurile alcaline utilizate în acest studiu (de puritate p.a.) au fost topite în conditii în care s-a asigurat îndepartarea urmelor de apa si de eventuali produsi de hidroliza. S-a utilizat K_2TiF_6 preparat în laborator prin metoda descrisa în literatura [12], care a fost perfect uscat pe P_2O_5 în exicator timp de mai multe zile.

Toti electrolitii studiati au fost obtinuti prin retopirea cantitatii necesare din fiecare component, direct în celula de electrorafinare, în vacuum, în timp ce temperatura s-a ridicat gradat la 400° C, dupa care s-a realizat temperatura de lucru printr-o încalzire rapida în timp ce în celula s-a introdus argonul purificat.

Celula de electrorafinare utilizata în experiment este redata în figura 2. Ea a constat dintr-o incinta de otel termorezistent V_4A extra, închisa la partea inferioara si dintr-un ansamblu de etansare continând catodul la partea superioara. Creuzetul confectionat din otel V_4A extra a avut un diametru de 6 cm si o capacitate de 2700 cm^3. In experimentari s-au folosit 0,5-1,5 kg deseuri metalice de titan si aproximativ 500 cm^3 de electrolit topit. Deseurile metalice de titan, plasate în spatiul cuprins între peretele creuzetului si un separator concentric confectionat din sita de otel V_4A extra cu ochiuri de 3 mm, constituiau materialul anodic care se dizolva în timpul procesului electrochimic, iar creuzetul era anodul celulei, fiind conectat la terminalul pozitiv al sursei de curent. Deseurile metalice de titan sortate (pulbere, span, piese compacte) si aduse la dimensiunile dorite au fost degresate într-o solutie acida (HNO_3 - HF), spalate cu apa distilata si în final cu acetona si pastrate pâna la utilizare în atmosfera controlata.

La partea sa superioara, celula de electrorafinare era prevazuta cu un sistem de flanse cu O-ringuri de etansare a capacului si cu mantale de racire cu apa. Catodul confectionat dintr-un tub de otel V_4A extra, cu diametrul de 0,7 cm, era introdus în celula prin intermediul unui dispozitiv special de etansare care asigura centrarea catodului si izolarea sa electrica de restul celulei, permitând totodata si deplasarea sa pe verticala în conditii de etansare perfecta. In tubul catodic, închis la partea inferioara, s-a amplasat termocuplul Pt-Pt10%Rh pentru masurarea temperaturii de lucru. Celula era conectata la linia de vacuum si de alimentare cu argon purificat.

Procedura experimentala a constat în încarcarea creuzetului cu cantitatea necesara de saruri si de deseuri metalice de titan si introducerea sa ulterioara în celula de electrorafinare, care era apoi închisa si vidata. Electrolitul era topit conform procedurii descrise anterior, în toata aceasta perioada catodul fiind mentinut în zona rece a celulei. Dupa topirea electrolitului, catodul era coborât si imersat în electrolit la adâncimea dorita, dupa care se pornea electrorafinarea. Toate experimentarile au fost conduse în conditii galvanostatice, într-un domeniu de densitate de curent cuprins între 0,1 si 3 A/cm^2, temperatura de lucru fiind mentinuta constanta si anume de 750 ± 5°C. La sfârsitul fiecarui experiment, catodul se ridica la suprafata electrolitului topit unde se tinea o perioada de timp necesara pentru a se scurge cât mai mult din electrolitul inclus în depozitul catodic, dupa care se ridica în partea rece a celulei, întreg ansamblul fiind racit la temperatura camerei. Depozitele catodice se recuperau dupa deschiderea celulei, prin spalare cu apa, apoi cu o solutie acida HNO_3 - HF - H_2O_2 - H_2O. Pulberea de titan metalic astfel obtinuta era spalata cu acetona si uscata în curent de aer cald la 30°C, fiind pastrata în vase etanse. Depozitele catodice realizate într-un experiment contineau de regula pâna la 0,5 kg pulbere de titan.

Experimentarile s-au efectuat într-un cuptor vertical cu rezistenta din Kanthal, care prin alimentare zonala a permis realizarea unui gradient vertical de temperatura de ± 5°C, pe o zona de 25 cm, în care se afla plasat creuzetul cu electrolitul topit.

In determinari s-a folosit o sursa stabilizata de curent de 100 A. In geometria celulei descrisa mai sus s-a lucrat cu 60-100 A, la o tensiune la borne de 0,6 -1,2V.

Pentru determinari de randament de curent în circuitul electric s-a introdus un coulometru cu placi de cupru [13].

Probele prelevate din titanul electrorafinat astfel obtinut au fost analizate spectroscopic pentru continutul de impuritati si prin microscopie optica si electronica de baleiaj, pentru caracterizarea structurala.

Un depozit catodic tipic obtinut în experimentari este redat în figura 3. Sectiunea transversala printr-un astfel de depozit catodic, redata schematic în figura

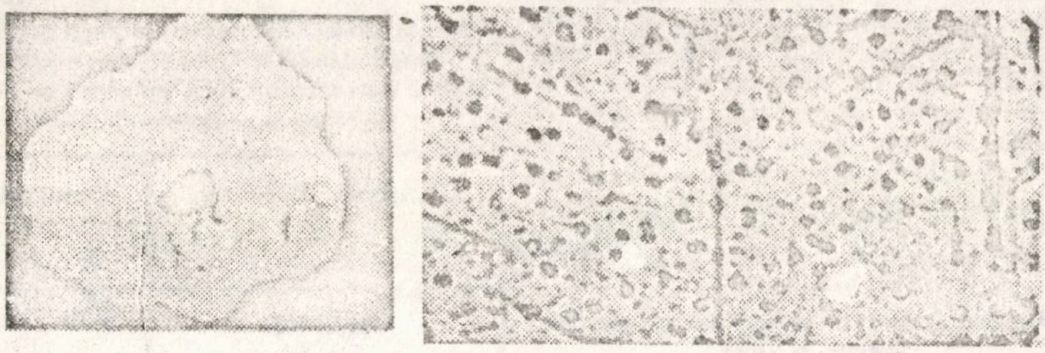


Fig. 5

Depunerea compacta, peliculara, de titan la interfata electrolit topit/atmosfera: a - marire x 0,6; b - marire x 5000
Compact film deposit of Ti at the molten electrolyte/atmosphere interface: maagnification: a - x 0.6; b - 5.000

Fig. 6

Micrografia cristalului de titan obtinut în solventul topit NaCl - KCl - NaF (39,6 - 50,4 - 10 g%); marire x56
Micrography of titan formed in the molten electrolyte NaCl - KCl - NaF (39.6 - 50.4 - - 10 g%); magnification x 56

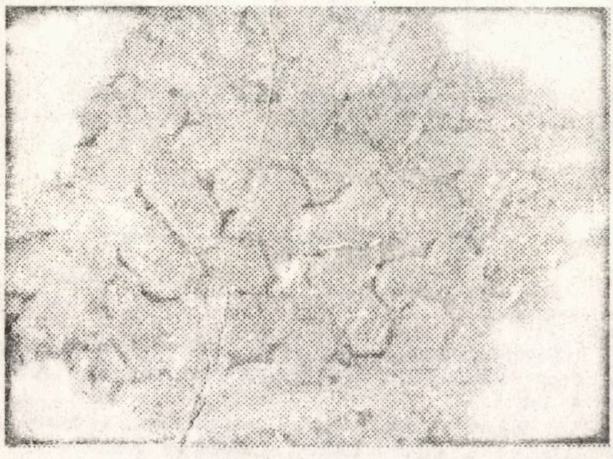


Fig. 7

Micrografia cristalului de titan obtinut în solventul topit NaCl -KCl - NaF (37,4 - 47,6 - 15 g%); marire x 40
Micrography of titan crystals formed in the molten electrolyte NaCl - KCl - NaF (39.4 - 47.6 - 15%); magnification: x 40

4, a permis identificarea unor formatiuni specifice descrise în cele ce urmeaza. Intotdeauna la interfata electrolit topit/atmosfera din celula se produce o depunere peliculara circulara în jurul catodului central, dupa cum se vede în figura 5, a. In acord cu teoria electrocristalizarii [14], astfel de depuneri se realizeaza printr-un mecanism de crestere de tip bidimensional favorizat de prezenta unor inhibitori, care se absorb în zonele active de crestere ale cristalului si blocheaza astfel cresterea sa spatiala si formarea unor cristale individuale bine dezvoltate. Teoria postuleaza [15]-[17] ca, în astfel de situatii, metalul depus catodic trebuie sa prezinte o structura poroasa, ceea ce s- a confirmat si pentru depunerile peliculare în discutie, dupa cum se evidentiaza pe micrografia din figura 5, b. In cazul nostru, rolul de inhibitor l-ar putea avea oxizii de titan formati la suprafata electrolitului topit prin interactia solutului K_2TiF_6, cu urmele de oxigen din atmosfera de deasupra sa. Ipoteza este sustinuta de constatarea experimentala ca suprafata acestei depuneri peliculare scade pe masura ce creste continutul de NaF din electrolit, sens în care creste si solubilizarea oxizilor în topitura. In baza acestor date este evident ca evitarea unor astfel de formatii nepulverulente, si deci necorespunzatoare, necesita utilizarea unor electrolizi topiti cu continut ridicat de NaF si realizarea unei atmosfere inerte în celula, cu un continut cât mai mic de oxigen sau compusi oxigenati.

In ceea ce priveste depozitul catodic propriu-zis depus în interiorul electrolitului topit, asa cum rezulta si din figurile 3 si 4, acesta este voluminos si consta dintr-o retea spongioasa de titan metalic în care este inclusa o cantitate variabila de electrolit.

S-a constatat ca morfologia titanului recuperat din aceste depozite variaza în functie de continutul de NaF din electrolit. Dupa cum a evidentiat analiza prin microscopie electronica de baleiaj, depozite formate din granule individuale bine formate, cu o structura dendritica, se obtin numai în solventul cu un continut de 10% NaF (fig.6). Sub aceasta concentratie, structurarea cristalului se afla intr-o faza incipienta, iar peste aceasta concentratie este favorizata tendinta de întrepatrundere prin cresterea dendritelor si formarea unei structuri texturate (fig.7), ceea ce duce în final la obtinerea pulberilor de titan cu o granulometrie greu de controlat. Deci, din punctul de

vedere al morfologiei depunerilor catodice de titan, este recomandabil ca electrorafinarea sa fie condusa în solventul topit de compozitie 39,6% NaCl - 30,4% KCl - 10% NaF. Am explicat [5],[6] aceasta tendinta specifica de variatie a morfologiei depozitului catodic de titan în functie de continutul de ioni de fluor din electrolit prin influenta exercitata de acesti ioni asupra stabilitatii termodinamice a

Tabelul 1

Continutul maxim de impuritati în depozitul metalic de titan
Maximum inclusion content in titan deposit

Elementul	Conc.,10^{-3} %	Elementul	Conc., 10^{-3} %
O_2	82	Mg	≤ 1
N_2	5,6	Mn	≤ 1
Fe	1	Cu	≤ 1
Cr	2	Pb	≤ 1
Sn	≤ 1	Ni	1 - 3
Si	1 - 3	B	≤ 1
Al	1 - 5	P	≤ 1
Na	≤ 1	K	≤ 1

anionului $(TiF_6)^{3-}$ si prin aceasta si asupra concentratiei de cationi de titan, adica asupra centrilor de electrocristalizare, disponibili în electrolitul topit.

In ceea ce priveste puritatea chimica a pulberilor de titan obtinute prin electrorafinare, în tabelul 1 se prezinta rezultatele obtinute pe o proba prelevata dintr-un amestec de pulberi de titan obtinute în întreaga serie de solventi topiti studiati, în timp ce în tabelul 2 sunt prezentate rezultatele obtinute în fiecare din topiturile studiate. Dupa cum rezulta din tabelul 1, electrorafinarea asigura o purificare foarte eficienta a titanului electrodepus, deoarece impurificarea cu diferiti cationi metalici scade sub 10^{-3}%, iar concentratia oxigenului si azotului este mai mica decât cea ceruta de normele ASTM. Pe de alta parte, datele din tabelul 2 dovedesc ca, desi continutul de oxigen se mentine permanent sub limitele admise, exista totusi o scadere sistematica a acestui continut când concentratia de NaF din topitura solvent creste, datorita cresterii solubilizarii si/sau complexarii compusilor continând oxigen, formati la interfata topitura/atmosfera inerta din celula. Totodata, datele din tabelul 2 dovedesc ca, si din punct de vedere al puritatii titanului, cresterea continutului de NaF din topitura solvent peste 10% nu îsi gaseste justificare.

Un ultim aspect studiat în prezenta lucrare se refera la randamentul de curent, η_r, ce caracterizeaza

Tabelul 2

Influenta compozitiei solventului topit asupra continutului în O_2 si N_2 din Ti electrorafinat
Molten solvent composition influence on O_2 and N_2 contents of electrorefined Ti

Compozitia solventului, g %	Impuritati, %	
	O_2	N_2
NaCl - KCl 50 50	0,080	0,001
NaCl - KCl - NaF 41,8 53,2 5	0,064	0,001
NaCl - KCl - NaF 39,6 50,4 10	0,060	0,006
NaCl - KCl - NaF 37,4 47,6 15	0,045	0,006
NaCl - KCl - NaF 35,2 44,8 20	0,045	0,006

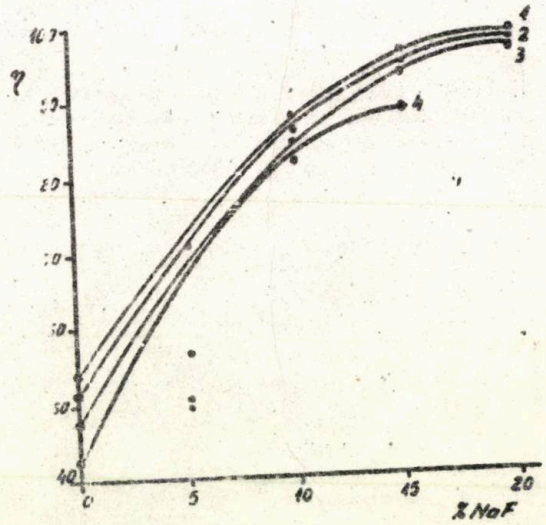


Fig. 8
Influenta continutului de NaF si a densitatii de curent asupra randamentului de curent: 1 - 0,5 A/cm^2; 2 - 1 A/cm^2; 3 - 2 A/cm^2; 4 - 3 A/cm^2
The influence of NaF content and current density on current efficiency 1 - 0.5 a/cm^2; 2 - 1 A/cm^2; 3 - 2A/cm^2; 4 - 3A/cm^2

electrorafinarea. S- a urmarit influenta exercitata concomitent de compozitia solventului topit si de densitatea de curent, dat fiind ca acest parametru este determinant pentru productivitatea oricarei electrolize. Din figura 8, unde sunt reprezentate rezultatele astfel obtinute, este evident ca pe masura ce creste concentratia de NaF din topitura solvent, sens în care

creste tendinta de depunere a titanului sub forma de dendrite bine formate, creste si η_r. Mai mult chiar, în acord cu datele din figura 8, concentratiile sub 10% NaF nu sunt recomandabile din punct de vedere al randamentului de curent. Comparativ cu compozitia electrolitului, densitatea de curent influenteaza mult mai putin asupra lui η_r, mai ales în domeniul densitatilor mici de curent. Dimpotriva, când densitatea de curent creste mult, se produce o scadere apreciabila a lui η_r, explicabila în parte prin faptul ca, la aceste densitati de curent, sunt favorizate depunerile pulverulente foarte fine, greu recuperabile. Daca cei doi parametri se aleg însa în mod corespunzator, electrorafinarea decurge dupa cum rezulta din figura 8, cu randamente de curent foarte bune, de peste 95%.

In concluzie, consideram ca datele studiului de fata dovedesc ca electrorafinarea titanului din deseurile sale poate fi condusa cu succes atât din punct de vedere al puritatii metalului cât si din cel al randamentului de curent, într-o topitura de compozitie optima (exprimata în g%):

39,6% NaCl - 50,4% KCl - 10% NaF

în care componentul electrochimic activ se adauga în concentratie de 8% g K_2TiF_8, temperatura de lucru fiind de 750°C si densitatea de curent 1 $A.cm^{-2}$. Totodata s-a demonstrat ca prin modificarea concentratiei de NaF din topitura se poate dirija direct morfologia depozitului catodic de titan.

BIBLIOGRAFIE

[1] A. Brenner: J.Electrochem.Soc., 99, 223 (1952)
[2] P. Drossbach: Z.Electrochem., 59, 512 (1954)
[3] W. E. Jr. Reid: J.Electrochem.Soc., 108, 393 (1961)
[4] K. Aotoni: J.Electrochem.Soc.Japan, 28, 20 (1961)
[5] N. Ene, S. Zuca: Rev.Roumaine Chim., 36, 1239 (1991)
[6] S. Zuca, N. Ene: Materials Science Forum, 73-75, 643 (1991)
[7] Y. Qi-qin: Rare metals of China, 1, 38 (1982)
[8] L. P. Polyakova: Electrochim.Acte, 31, 159 (1986)
[9] J. G. Wurm, L. Gravel: J.Flectrochem.Soc., 104, 301 (1957)
[10] N. F. H. Bright, J. G. Wurm: Can.J.Chem., 36, 615 (1958)
[11] N. Howell Furman; *Standard Methods of Chemical Analysis*. vol.II, Lancaster Press, USA, 1939
[12] G. Brauer: *Handbook of preparative inorganic chemistry*, vol.2, Academic Press, New-York, (1965), p.1053
[13] I. A. Atanasiu: *Electrochimie. Ed.Tehnica, Bucuresti, 1958*
[14] A. Calusaru: *Electrodeposition of metal powder. Elseviers, Amsterdam-Oxford, New-York, (1979), p.87*
[15] H. Fischer: Angew.Chem., 81, 101 (1969)
[16] H. Fischer: *Electrolytische abscheidung und elektrokrystallisation von metallen*. Springer, Verlag, Berlin, 1954
[17] G. Eichkorn: Z.Phys.Chem., N.F., 53, 29 (1967)

REVISTA REVISTELOR

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr. 8

- *Procedeu de obtinere a cocsului acicular, p.18*
- *Maruntirea slamurilor în deseurile rezultate de la industria cocsochimica, p.27*
- *Proiectarea instalatiilor de scoatere fara praf a cocsului, p.30*
- *Rezistenta la coroziune a cusaturilor sudate microaliate în mediile tehnologice ale sectiilor de captare a produselor chimice rezultate de la cocsificare, p.32*
- *Automatizarea functionarii bateriilor de cocsificare, p.35*

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.9

- *Prelucrarea tehnologica a carbunilor industria cocsochimica si perspectivele dezvoltarii acesteia, p.2*
- *Imbunatatirea conditiilor de exploatare a armaturii de încalzire la cuptoarele cu admisiunea pe jos a gazului, p.3*
- *Cai de formare a defectelor sub forma de taieturi în zidaria cuptoarelor de cocsificare, p.17*
- *Studierea proprietatilor fizico-chimice ale cocsului pe instalatia experimentala, p.20*
- *Influenta capacitatii reactive a cocsului asupra indicatorilor tehnico-economici ai furnalelor, p.22*
- *Captuseala vagonului pentru primirea si transportul cocsului incandescent cu suprafata optima de cedare a caldurii, p.33*
- *Studierea functionarii racitoarelor primare de gaze cu dispunerea orizontala a tevilor, p.35*
- *Comanda automatizata a proceselor tehnologice din industria cocsochimica, p.36*
- *Sistemul automatizat de masurare a temperaturilor la încalzirea bateriilor de cocsificare, p.37*

OPTIMIZAREA TRATAMENTELOR TERMICE PRE- SI POST-BORURARE LA SAPELE DE FORAJ CU TREI CONURI

Prof. dr. doc. ing. D. Rascev, s.l. dr. ing. Maria Talle - Universitatea Ploiesti

C. Z.: 621.785

In prezent se folosesc cu precadere sape de foraj cu trei conuri cu lagare de alunecare etanse (fig.1). In procesul de forare, uzura lagarelor ansamblului falca-con duce de obicei la scoaterea din functiune a sapelor.

Durabilitatea sapei cu trei conuri este asigurata, în afara de precizii dimensionale, de materialele folosite si de aplicarea eficienta a tratamentelor termice. Prin structurile obtinute se urmareste asigurarea rezistentei corespunzatoare la solicitari mecanice si la uzura.

Cercetari practice si de comportare în exploatare a sapelor de foraj cu trei conuri au dus la folosirea unor oteluri de cementare aliate cu crom, nichel, molibden (falca - 20MoCrNi80, con - 17MoNi35) carora li se aplica tratamente termochimice (cementare sau carbonitrurare), care sa asigure un strat superficial suficient de adânc, urmate de tratamente termice complexe (tab.1) ce confera miezului butonului falcii, precum si conului rezistenta si tenacitatea necesare, iar straturilor superficiale duritate ridicata pentru a rezista solicitarilor deosebite la care este supusa sapa în ansamblu.

Tabelul 1

Tratamente termice si termochimice aplicate falcii si conului sapei de foraj cu trei conuri
Heat and thermochemical treatments of 3-cone bits and bit legs

Tratamentul termic	Cementare	Carbonitrurare	Calire I	Calire II	Calire x sub 0°C	Revenire joasa
t,°C	920 - 925	850 - 860	850± 10	810± 10	- 50	160 - 180
mediu de racire			ulei	ulei	-	
atm. gazoasa cuptor	CH_4	CH_4 - NH_3	-	-	-	-

x se aplica conului

In final se obtine un miez rezistent si tenace si un strat carbonitrurat pe o adâncime de 1,2 ... 2,8 mm cu structura de martensita fina fara carburi libere, cu duritate de 59 ... 62 HRC, deci rezistenta la solicitari mecanice a ansamblului si un strat superficial adânc, nedeformabil si rezistent la uzura.

Suprafetele lagarelor axiale, ca si a celor radiale de pe butonul falcii sunt în unele constructii durificate suplimentar prin încarcare cu stelit (fig.1) [1].

Unele solutii adoptate pe plan mondial [2] si încercari realizate în tara [3] - [5] au determinat efectuarea unor cercetari de înlocuire a stelitarii butonului falcii cu tratamentul termochimic de borurare, urmarindu-se prin aceasta cresterea durabilitatii lagarului si reducerea costurilor de fabricatie.

Cercetarile initiale au permis determinarea parametrilor optimi ai procesului de borurare [4] - [6] în mediu solid, care sa conduca la obtinerea unui strat de cca 0,150 mm, format din borura Fe_2B, cu incluziuni mici de borura FeB (faza mai dura, dar si mai fragila), cu duritate ce depaseste cu mult pe cea obtinuta prin cementare sau carbonitrurare.

Pentru a asigura un strat borurat de calitate [7] - [10] sunt indicate recristalizarea si omogenizarea straturilor intermediare si a miezului piesei, cu obtinerea unor duritati corespunzatoare si a unui nivel cât mai redus de tensiuni si deformatii.

Coordonând aceste cerinte cu cele impuse de fabricatia sapelor de foraj cu trei conuri, rezistenta mecanica, nedeformabilitatea, grosimea, duritatea si rezistenta la uzura a stratului superficial, tratamentul termochimic de borurare era necesar sa se realizeze dupa tratamentul de cementare, care asigura grosimea si rezistenta stratului superficial si dupa calirea I. Totodata s-a cercetat eficienta aplicarii si a unor cicluri în care calirea I sa fie înlocuita cu normalizarea (se asigura recristalizarea, omogenizarea si tensiuni termice reduse) si marirea duratei de mentinere la temperatura de calire II (omogenizarea structurii stratului borurat si a zonei de trecere).

Din cercetarile efectuate [4],[5] a rezultat ca aplicarea tratamentului termochimic de borurare dupa cementare determina o structura cu aplatisarea acelor de borura Fe_2B, datorita continutului ridicat de carbon din strat. Aceasta ancorare mai slaba a stratului borurat în materialul de baza poate determina o exfoliere mai usoara a stratului borurat. De aceea, s-a considerat ca prezinta interes cercetarea unor cicluri de tratament în care se realizeaza o decar-

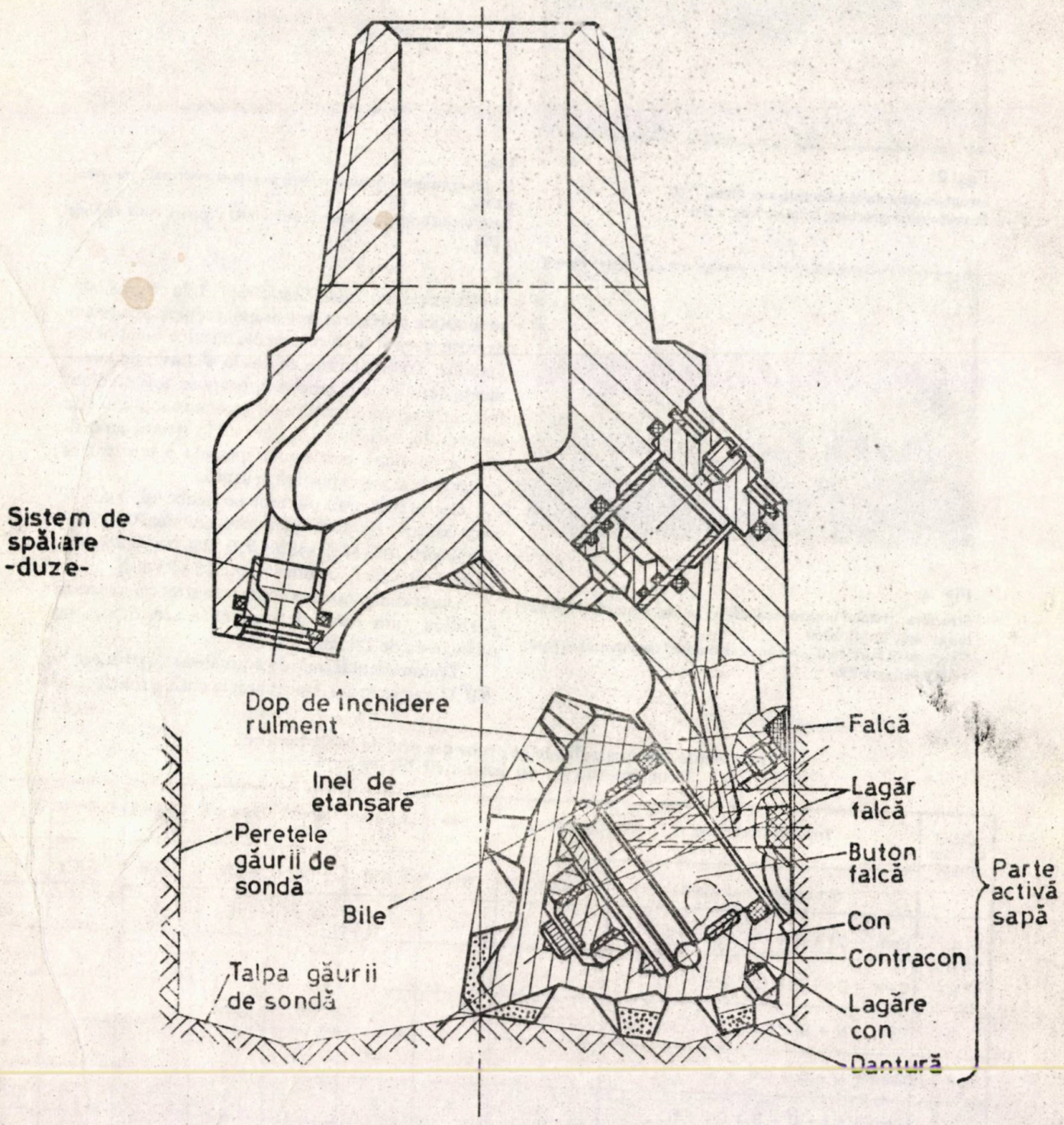


Fig. 1

Sapa cu trei conuri (STAS 328 1980) cu lagare de alunecare etanse
Plain friction tight beaning three cone bit

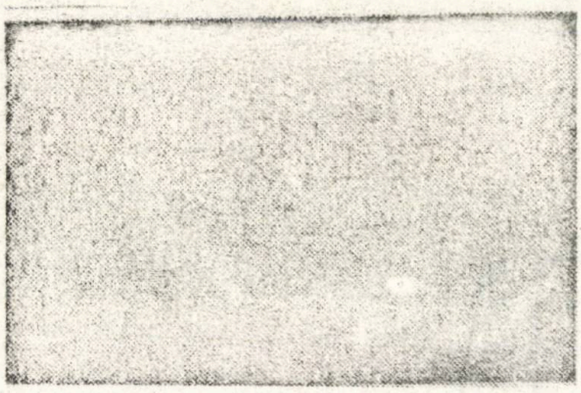


Fig. 2
Structura stratului decarburat, atac Nital, x 500
Decarburised structure; Nital etching: x 500

Fig. 3
Structura stratului borurat realizat pe suport cementat , atac Nital, x 250
Structure of boridated layer on carburated support; Nital etching: x 250

Fig. 4
Structura stratului borurat realizat pe suport cementat si decarburat , atac Ti [4], x 250
Structure of boridated layer on decarburated case hardened layer; Ti [4]etching: x 250

burare numai pe o adâncime compatibila cu grosimea ce se obtine prin borurarea stratului cementat, urmata de borurarea si de tratamentele termice mentionate anterior. Toate acestea au dus la ciclurile de tratamente termice din tabelul 2, propuse a fi studiate folosindu-se drept criterii de apreciere modificarile structurale, variatia microduritatii în stratul superficial si, în final, cercetarea speciala a tensiunilor remanente si a comportarii la uzura.

Cercetarile s-au efectuat pe probe din otel de falca 20MoCrNi06, cu compozitia chimica: 0,22% C; 0,25% Si; 0,70% Mn; 0,48% Cr; 0,52% Ni; 0,12% Mo; 0,02% S; 0,02% P, de dimensiuni 30 x 25 mm.

Dupa cementare s-a obtinut un strat cu structura perlitica, fara retea de cementita secundara, cu adâncimea de 1,9 mm.

Tratamentul termic de normalizare, patru ore la 860^0 C, racire în aer, s-a realizat în cutii, probele ...ad

Tabelul 2

Tratamente termice aplicate pe probe din otel de falca, borurate
Heat treatments on boridated bit leg steel

Ciclul de tratament	Tratamentul termic	Cementare	Calire I	Decarburare	Normalizare	Borurare	Calire II	Calire 6h	Revenire joasa
	Simbolizare tratament	(Cem.)	(C I)	(D)	(N)	(B)	(C II)	(C II x)	(R)
1.	Cem + C I + B + C II + R	x	x			x	x		x
2.	Cem + C I + B + C II^x + R	x	x			x		x	x
3.	Cem + N + B + C II + R	x			x	x	x		x
4.	Cem + N + B + C II^x + R	x			x	x		x	x
5.	Cem + C I + D + B + C II + R	x	x	x		x	x		x
6.	Cem + C I + D + B + C II^x + R	x	x	x		x		x	x
7.	Cem + D + N + B + C II + R	x		x	x	x	x		x
8.	Cem + D + N + B + C II^x + R	x		x	x	x		x	x

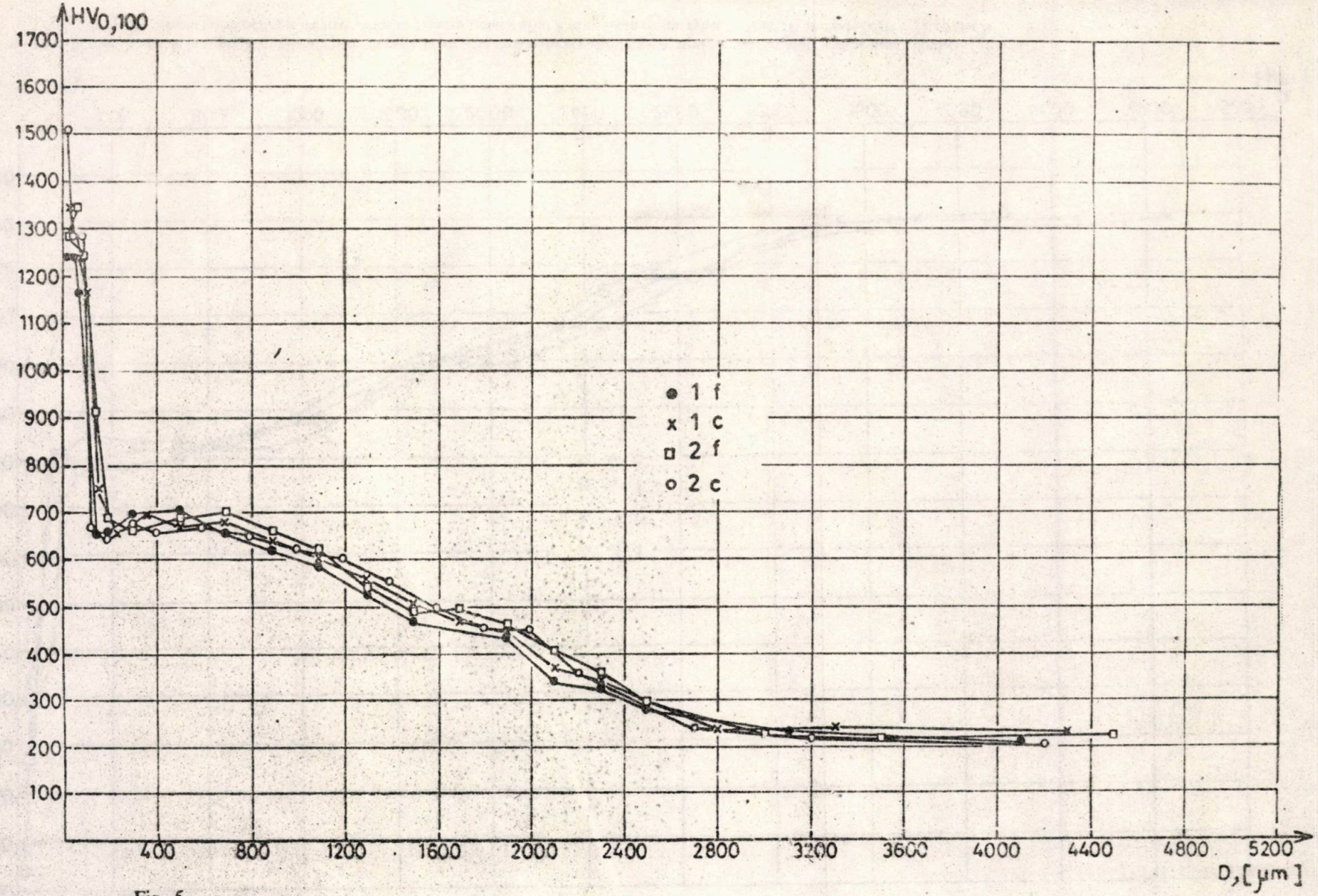


Fig. 5

Microduritatea de la suprafata borurata până la miez, la probele tratate dupa ciclurile 1 si 2; strat borurat frontal (f) si pe supr. cilindrica (c)
Microhardness from boridated surface to core for test pieces treated after 1 st and 2 nd cycles; cylynder head (f) and side (c) boridated layers

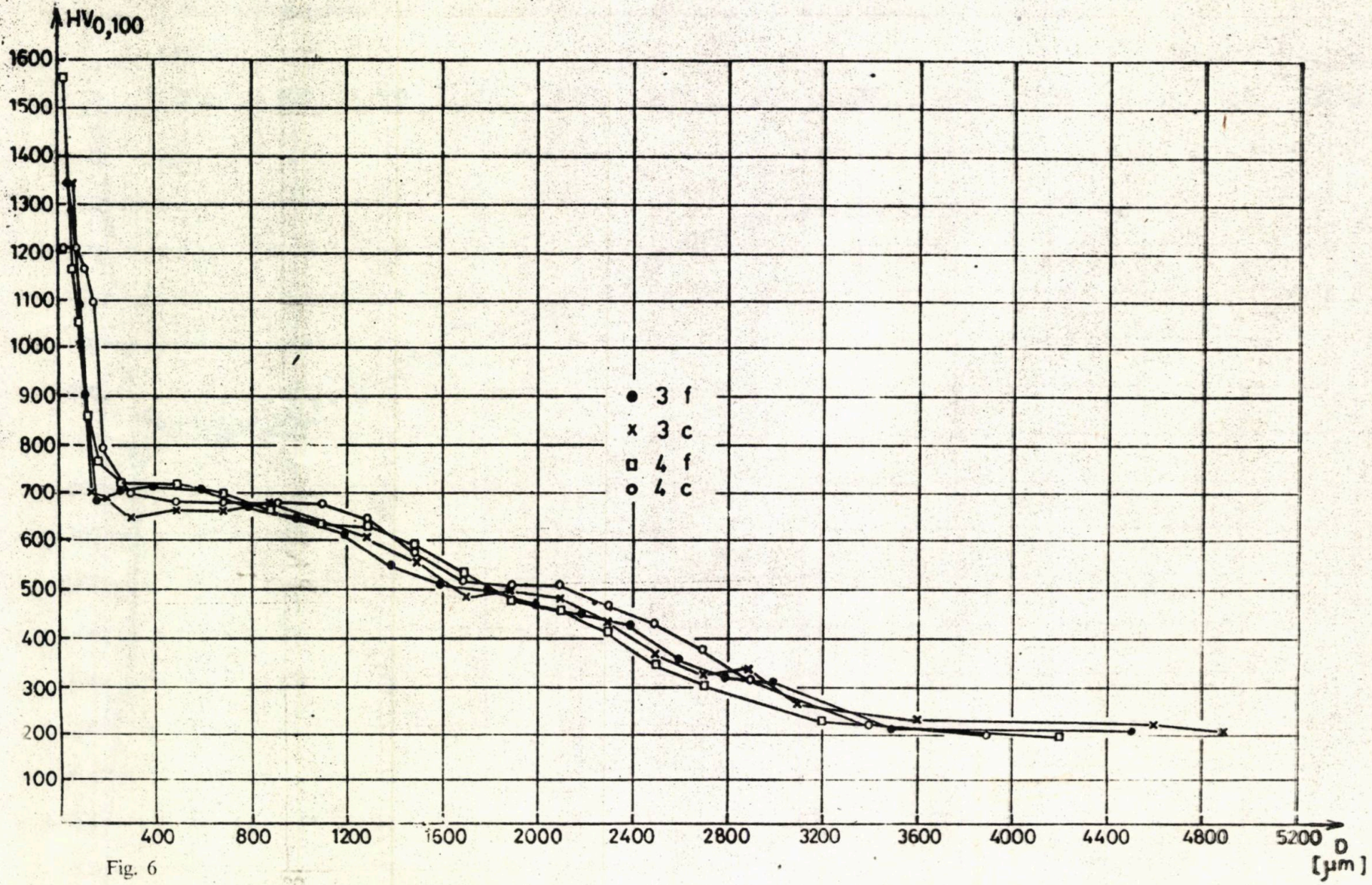


Fig. 6

Microduritatea de la suprafata borurata pâna în miez, la probele tratate dupa ciclurile 3 si 4; strat borurat frontal (f) si pe supr. cilindrica (c)
Microhardness from boridated surface to core for test pieces treated after 3 rd and 4 th cycles; cylynder head (f) and side (c) boridated layers

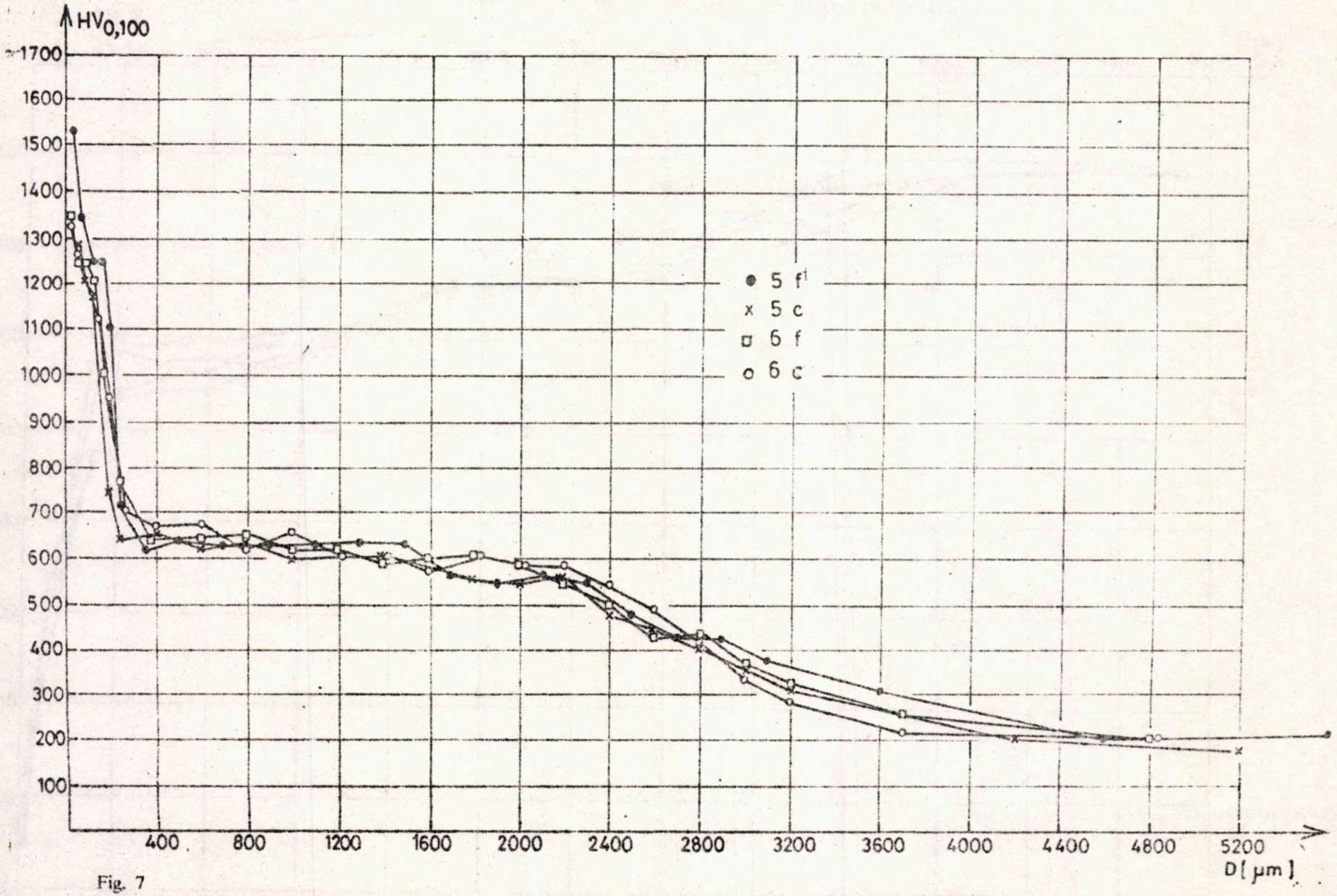


Fig. 7

Microduritatea de la suprafata borurata până în miez, la probele tratate dupa ciclurile 5 si 6; strat borurat frontal (f) si pe supr. cilindrica (c)
Microhardness from boridated surface to core for test pieces treated after 5 th and 6 th cycles; cylinder head (f) and side (c) boridated layers

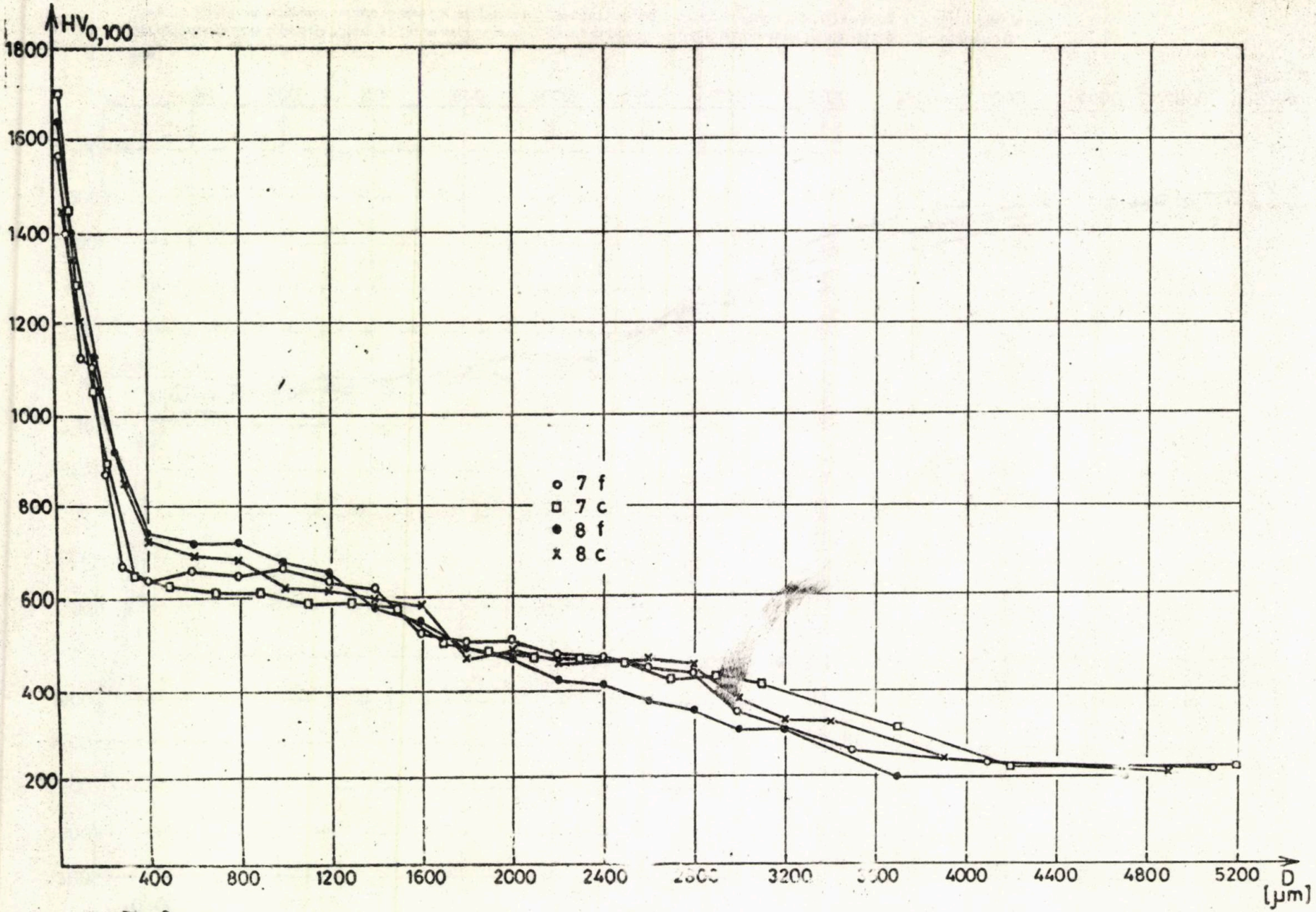


Fig. 8

Microduritatea de la suprafata borurata pâna în miez, la probele tratate după ciclurile 7 si 8; strat borurat frontal (f) si pe suprafata cilindrica (c)
Microhardness from boridated surface to core for test pieces treated after 7 th and 8 th cycles, cylinder head (f) and cylinder (c) boridated layers

Tabelul 3

Caracteristicile stratului decarburat
Decarburated steel features

Timpul, h	Grosimea stratului decarburat, mm	Observatii
1.	0,075	Zona de trecere cu structura ferito - perlitica este de 4 - 5 ori mai mare ca stratul feritic (fig. 2)
2.	0,089	
3.	0,116	
4.	0,145	

acoperite cu aschii de fonta pentru a împiedica decarburarea suprafetelor cementate.

Decarburarea s-a realizat la 920^0 C, cu timpi de mentinere de 1,2,3,4 ore, probele fiind împachetate în scorii. Rezultatele sunt date în tabelul 3.

Tratamentul termochimic de borurare s-a realizat la parametrii stabiliti ca optimi [4], [5]: temperatura de 920^0C, timpul de mentinere 4 ore, mediul solid de borurare cu compozitia chimica: 4% B_4C + 6% KBF_4 + 87% CSi + 3% grafit.

Stratul borurat pe probe cementate a avut o grosime medie de 0,130 mm, structura formata din ace de borura Fe_2B cu baza mare si aplatisate (fig.3), cu insule mici de borura FeB. Având în vedere ca o decarburare pe o adâncime de 0,145 mm, comparabila cu grosimea unui strat borurat, se obtine dupa patru ore de tratament, probele astfel decarburate au fost supuse tratamentului termochimic de borurare în conditiile mentionate anterior. S-a obtinut un strat borurat bifazic format din borurile FeB si Fe_2B, ambele cu aspect puternic acicular (fig.4), cu grosime medie de 0,157 mm.

Tratamentul termic de calire II s-a realizat cu doi timpi de mentinere, unul de trei ore, cel uzinal, si de sase ore, prin aceasta urmarindu-se sa se realizeze o omogenizare mai buna a zonei de sub stratul borurat.

Tratamentele termochimice de cementare si borurare s-au realizat atât frontal cât si pe suprafata cilindrica a probei.

Curbele variatiei în adâncime a microduritatii straturilor astfel obtinute sunt date în figurile 5,6,7,8.

Din încercarile efectuate rezulta urmatoarele:

» In cazul ciclurilor de tratamente termice si termochimice 1...4 s-au obtinut structuri borurate monofazice, acele de borura Fe_2B fiind aplatisate, cu baza mare. Probele supuse ciclurilor 5...8, la care stratul cementat a fost decarburat pe o adâncime echivalenta cu grosimea stratului borurat obtinuta ulterior, prezinta un strat borurat bifazic, acele de borura Fe_2B, ca si cele de FeB fiind ascutite, bine ancorate în stratul suport cementat si calit. Toate probele prezinta sub stratul borurat o structura de martensita fina (fig.9), iar miezul este format din bainita, ceea ce corespunde cerintelor impuse pieselor respective.

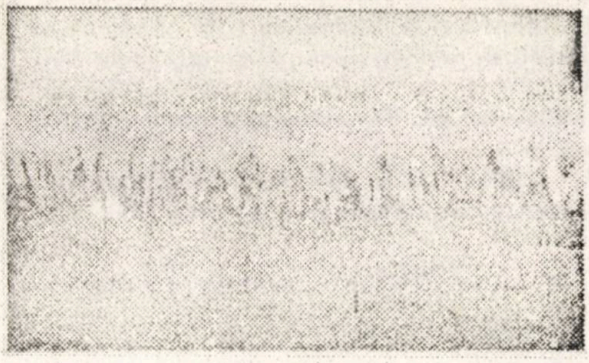


Fig. 9

Structura stratului borurat realizat pe suport cementat si decarburat, atac Nital, x 250
1 - martensita fina
Boridated layer structure on case hardened and decarburated support; Nital etching, x 250
fine martensite

» Mentinerea la calire II timp de sase ore (ciclurile 4 si 8) a dus la omogenizarea zonei imediate de sub stratul borurat (scaderea lenta a microduritatii, fig.6 si 8).

» Tratamentul termic de normalizare poate înlocui tratamentul termic de calire I.

» Rezulta ca ciclurile de tratamente termice 4 si 8 asigura obtinerea caracteristicilor optime impuse de conditiile de functionare a sapelor de foraj cu trei conuri, ceea ce urmeaza a fi verificat prin determinarea tensiunilor interne si încercari de uzura.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Constantinescu D., Mereanu V.M.:** *Sape de foraj*. Ed.tehnica, 1970.

[2] **Dille H.C., Scales S.R.:** *Metallurgical development aid Bits, tool joints. Oil Gaz Journals, 1977.*

[3] **Croitoru P.:** *Durificarea prin borurare a butonilor de la sapele de foraj*. Conferinta de tratamente termice Tg.Mures, 1982.

[4] **Talle Maria, Ene D-tru** *Method for determination of the layers obtained by boronising of steels with application for boronising in solid medium*. Buletin I.P.G., XLV/2, 1993.

[5] **Raseev D-tru, Talle Maria:** *Influenta parametrilor procesului de borurare în mediu solid al otelului asupra caracteristicilor stratului borurat*. Mecanica aplicata, nr.4, 1993.

[6] **Raseev D-tru Talle Maria:** *Cinetica si mecanismul procesului de borurare al otelului în mediu solid. Mecanica aplicata, nr.5, 1993.*

[7] **Gurevici G.B., Gobiazina E.A.:** *Electrolizone boriroiivanie stalnîh detalci.* Masinostroienie, Moscova, 1976.
[8] **Minkevici A.I.:** *Tratamente termochimice.* Ed.tehnica, 1978.
[9] **Lahtin I.M.:** *Termiceskaia obrabotka v masinostroienie,* Metalurghia, Moscova, 1980.
[10] **Leahivici L.S.:** *Himico-termiceskaia obrabotka metalo y isplavov, sprabocinik. Moscova, Metalurghia, 1981.*

REVISTA REVISTELOR

KOKS I HIIMIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr. 9

- *Protectia mediului înconjurator de emanatiile nocive rezultate de la cuptoarele de cocsificare, p.42*
- *Sistem nou de pregatire a cadrelor de ingineri pentru industria cocsochimica, p.47*
- *Estimarea productivitatii cuptoarelor de cocsificare pe plan mondial, p.51.*

KOKS I HIMIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.11

- *Influenta compozitiei încarcaturilor de carbune si a particularitatilor de pregatire a acestora în vederea cocsificarii asupra calitatii cocsului, p.11*
- *Comportarea cocsului cu textura diferita la încalzirea secundara, p.13*
- *Degrosarea orizontala de ancoraj a zidariilor masive tip lingura cu intensitate constanta, p.3*
- *Factorii fizici de siguranta în exploatare a zidariei cuptoarelor de cocsificare din blocuri refractare mari, p.18*
- *Prezent si viitor în industria gudronului de huila si cocsului, p.20*
- *Perfectionarea tehnologiei de racire finala a gazului de cocserie, p.24*
- *Studierea si prognozarea fiabilitatii dispozitivului de încarcare a camerei de stingere uscata a cocsului, p.35*
- *Examinarea starii conductei de gaze de cocserie în vederea stabilirii perspectivelor de exploatare în viitor a acesteia, p.37*
- *Brichetarea partiala a carbunilor ca mijloc de utilizare a carbunilor de calitate inferioara pentru cocsificare, p.50*

EVENIMENTE INTERNATIONALE

Simpozionul international Est - Vest cu tema "Incercari nedistructive ale metalelor"

(Berlin, 18 - 20 X 1990)

Organizator: Societatea germana pentru încercarea nedistructiva (DGZfP)
Participanti: Comitetul national rus de certificare pentru încercarea nedistructiva (NAK)
- Confederatia franceza pentru încercari nedistructive (COFREND)
- Comitetul danez pentru încercarea nedistructiva
- Societatea belorusa pentru încercarea nedistructiva
- Societatea americana pentru testarea nedistructiva (ASNT)
- Institutul britanic pentru testarea nedistructiva (BINSTNDT)

Anunturi de participare : pâna la 5 X '93, la Deutche Gesellshaft für Zerstörungsfreie Prüfung (DGZfP). Berlin 12.205
Unter den Eichen 87 Tel. (030) 811.40.01

CONTRIBUTII PRIVIND MODELAREA SOLIDIFICARII PIESELOR TURNATE ÎN FORME METALICE

Ing. Gh. Zirbo, ing. V. Soporan - Universitatea Tehnica Cluj-Napoca

C. Z.: 621.747

Modelarea solidificarii pieselor turnate este foarte importanta în aprecierea constructiei acestora prin depistarea nodurilor termice, în determinarea timpului de solidificare si prin acesta a timpului optim de mentinere în forma metalica, în determinarea influentelor retelei de turnare si a maselotelor asupra procesului de solidificare a piesei. Localizarea temperaturilor la interfata lichid-solid, cunoasterea câmpului de temperatura în piesa turnata si în forma precum si determinarea pozitiei frontului de solidificare, a gradientului de temperatura si a vitezelor locale de solidificare ramân probleme de importanta deosebita care permit prevederea formarii fisurilor, a porozitatilor, a tensiunilor termomecanice din piesa turnata si din forma, localizarea de maxima eficienta a canalelor de racire din forma, a racitorilor si maselotelor aplicate piesei în timpul procesului de solidificare.

Problema modelarii transferului termic în cadrul procesului de solidificare a aliajelor este delicata prin multitudinea factorilor care intervin în aprecierea cu exactitate marita a câmpului de temperatura în sistemul piesa-forma.

Lucrarea îsi propune prezentarea unui model general care sa cuprinda toate etapele procesului de realizare a pieselor în forme metalice, model care poate sa fie utilizat atât pentru determinarea parametrilor termofizici si transferului termic cât si pentru abordarea pentru diverse tipuri de piese si grupe de aliaje în contact cu procesul de solidificare.

Studiul procesului de solidificare a parcurs începând cu anii patruzeci un drum vertiginos de la empirism la relatii stabilite pentru domenii complexe cu ajutorul analizei numerice. Una din primele abordari ale solidificarii macrostructurale se datoreaza lui **Stephan**, care în 1830 a rezolvat în sistem unidimensional ansamblul coerent piesa-forma. **G.Halbart** în 1945 a dezvoltat metoda lui Stephan si în cazul unor experimentari a constatat ca rezultatele sunt bune pentru cazul pieselor turnate în forme din amestec, rezultatele pentru forme metalice nefiind concludente.

In 1940, **Chvorinov** a stabilit relatii pentru determinarea timpilor de solidificare utilizând notiunea de module de racire [1].

In 1956 **Namur R.** realizeaza un calcul generalizat asupra modulelor de racire prin metoda uniforma a stratului limita [2].

Începând cu 1964, **Gil Sciama** începe un studiu aprofundat asupra contributiei racirii pieselor de forma simpla turnate în forme metalice cu rezistenta termica de contact, aducând contributii importante asupra crearii unui model fizic care a permis determinarea timpului de solidificare [3]. **M.Economopoulos**, în 1964, a determinat analitic distributia de temperatura în interiorul unei piese în cursul racirii utilizând **calculul operational al lui Laplace**, care conduce la o **ecuatie Bessel modificata de ordinul zero**, rezolvata în conditiile la limita specifice problemei [4]. **A.Kohn** si **Y.Morillon** au utilizat în anul 1966 o metoda clasica de diferente finite de determinare a câmpului de temperatura în sistemul lingou-lingotiera [5].

In 1967 **W.Patterson** stabileste o legatura între caracteristicile procesului de solidificare si forta care se exercita asupra aliajului în curs de solidificare.

In 1977 **de L.Davies** a creat un model al analizei procesului de solidificare tinând seama în ecuatia transmiterii caldurii de corelatia dintre fractia solidificata si caldura latenta de solidificare pentru aliajele cu interval de solidificare. Studiul a fost extins în 1977 împreuna cu **R.Moe** tinându-se seama si de fenomenul de capilaritate [6].

In 1978, **A.Jeyarojan** si **R.D.Pehke** utilizeaza metoda elementului finit pentru analiza unei piese de configuratie sporita.

In 1975 **P.N.Hansen** pune bazele unui model matematic a procesului de solidificare în care se indica pentru un caz real locurile unde se dezvolta retasurile si microretasurile [7].

In 1974, **M.C.Flemings** pune bazele unei monografii în domeniul solidificarii aliajelor. Începând cu anii 1980 se pun bazele comercializarii unor programe de calcul al procesului de solidificare. La aceasta dezvoltare a contribuit cresterea puternica a capacitatii calculatoarelor, finantarea unor cercetari în acest domeniu, remarcându-se realizarile lui Peter R.Sahm, Preben N.Hansen, W.Kurz, G.Lessault, H.Fredriksson, J.M.Bergheau, J.L.Desbiolles, Hamar R., I.Ohnaka, M.Rappaz, I.I.Draux, I.S.Cruz, Ch.H.Chun, E.Flender, G.Sciama etc.

La ora actuala, literatura de specialitate abordeaza rezolvarea diferitelor modele ale procesului de solidificare prin: metoda diferentelor finite, metoda elementului finit, metoda elementelor de frontiera.

Lucrarea de fata îsi propune ca element de noutate prezentarea unui model al transferului termic în timpul procesului de solidificare, utilizarea acestuia în determinarea coeficientilor de transfer termic în conditiile variatiei grosimii formei metalice

si a presiunii exercitate asupra aliajului si utilizarea modelului si a coeficientilor în cazul real, forma metalica-piesa de complexitate ridicata. Schema programului metodologic este prezentata în figura 1.

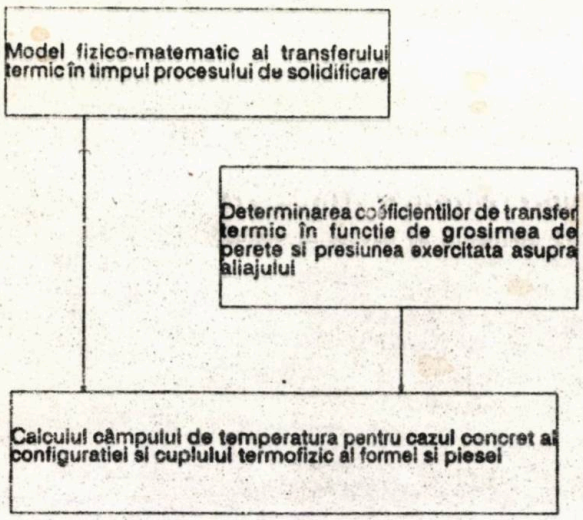


Fig. 1

Schema programului metodologic de determinare a câmpului de temperatura în ansamblul forma-piesa

Programme algorithm for measuring the temperature field in mould-casting assembly

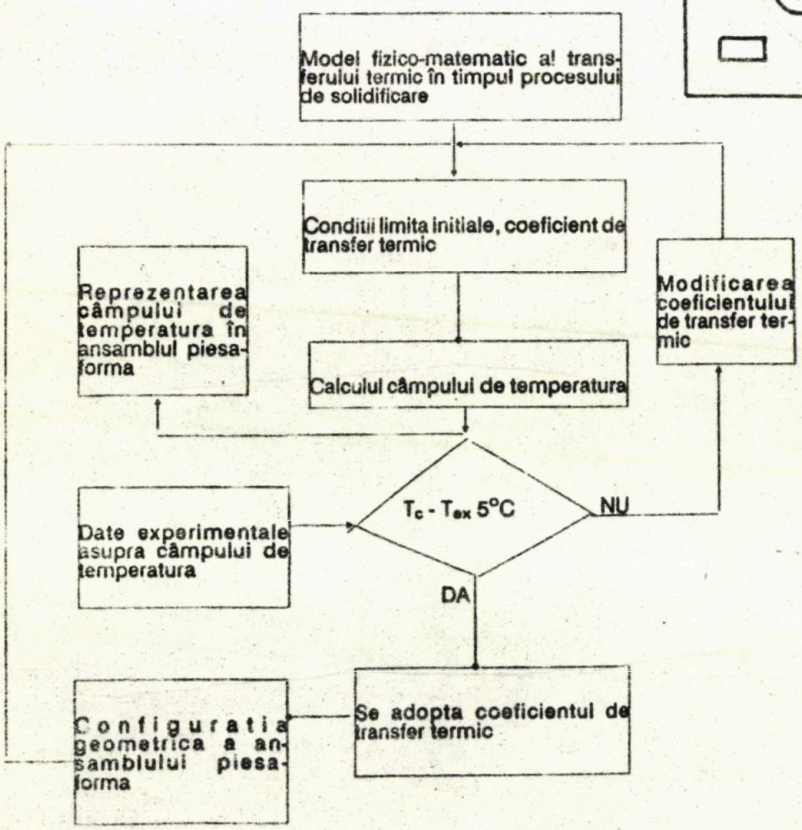


Fig. 2

...coeficientilor de transfer termic si pentru deter-

In figura 2 se prezinta schema de calcul utilizata pentru determinarea coeficientilor de transfer termic în ansamblul piesa-forma si determinarea câmpului de temperatura în ansamblu.

Modelul fizic si matematic este descris în detaliu în lucrarea [11].

Prezentarea schematica a etapelor procesului, din punct de vedere al analizei termice, este facuta în figura 3.

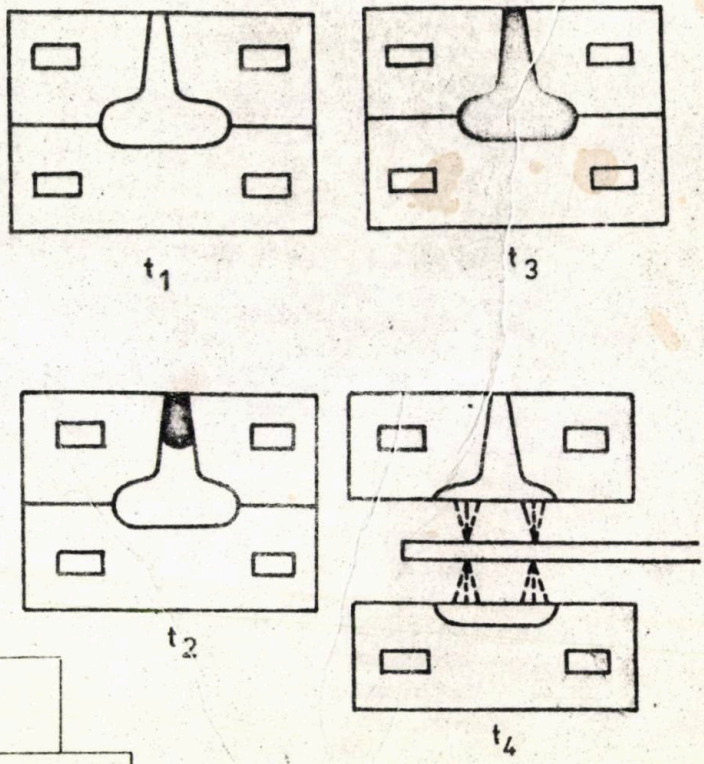


Fig. 3

Etapele procesului de transmitere a caldurii la realizarea unui ciclu de turnare

Heat transfer process steps in a casting cycle

Pentru analiza termica se considera ca forma metalica este adusa la temperatura optima de functionare.

Etapele procesului de obtinere a pieselor turnate sunt:

» *perioada când forma metalica este închisa si pregatita pentru turnare;*

» *perioada umplerii cavitatii;*

» *perioada de la umplerea completa pâna la deschiderea formei si a evacuarii piesei;*

» *perioada de pregatire a formei pentru ciclul urmator.*

In prima faza are loc transmiterea caldurii prin conductivitate termica în interiorul masei formei metalice, prin convectie între materialul formei si agentul de racire si prin convectie si radiatie la nivelul suprafetei exterioare si al suprafetei active a semiformelor.

In faza a doua, faza de umplere a formei, transmiterea caldurii de la aliaj catre forma are loc prin convectie. Aceasta faza este foarte importanta în special pentru piese mici si cu pereti subtiri.

Faza a treia este caracterizata prin doua etape, si anume: prima în care exista un contact intim între aliaj si cavitatea formei si a doua, în care datorita contractiei aliajului si dilatarii formei se formeaza un interstitiu. In prima etapa a celei de-a treia faze, transmiterea caldurii de la aliaj la forma se face prin conductivitate, iar cea de-a doua etapa este caracterizata printr-un coeficient global de transfer, caracteristic radiatiei si convectiei.

In faza a treia, transmiterea caldurii de la suprafata activa a formei se face prin convectie si radiatie. In cazul în care suprafata activa este stropita cu vopsea de protectie, intervine fenomenul de cedare a caldurii pentru încalzirea vopselei. Din punctul de vedere strict al fenomenului de solidificare intereseaza fazele a doua si a treia. Având în vedere importanta fazei a treia în timpul procesului de solidificare, lucrarea de fata îsi propune detalierea acestuia. Relatiile specifice domeniului bidimensional sunt urmatoarele:

$$\rho_i c_i \frac{\partial T_i}{\partial t} = \lambda_i \left(\frac{\partial^2 T_i}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T_i}{\partial y^2} \right) + Q(t) \qquad (1)$$

pentru $(x,y) \in D_i$, unde $i = 1$ pentru piesa, $i = 2$ pentru forma pt. $t \in [0, t_{ev}]$

$$T = T_{01}(x,y) \quad \text{pentru } (x,y) \in D_1 \text{ pt. } t = 0 \qquad (2)$$

$$T = T_{02}(x,y) \quad \text{pentru } (x,y) \in D_2 \text{ pt. } t = 0 \qquad (3)$$

$$\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial x} n_x + \frac{\partial T_1}{\partial y} n_y \right) = \lambda_2 \left(\frac{\partial T_2}{\partial x} n_x + \frac{\partial T_2}{\partial y} \right) \qquad (4)$$

pentru $(x,y) \in S_c$ pt. $0 < t_{ic}$

$$\lambda_1 \left(\frac{\partial T_1}{\partial x} n_x + \frac{\partial T_1}{\partial y} n_y \right) = \alpha (T_{c1} - T_{c2}) \qquad (5)$$

pentru $(x,y) \in S_c$ $t_{ic} < t_{ex}$

$$\lambda_2 \left(\frac{\partial T_2}{\partial x} n_x + \frac{\partial T_2}{\partial y} n_y \right) = \alpha_{ar} (T_{2r} - T_r) \qquad (6)$$

pentru $(x,y) \in S_r$ $t \in [0, t_{er}]$

$$\lambda_2 \left(\frac{\partial T_2}{\partial x} n_x + \frac{\partial T_2}{\partial y} n_y \right) = \alpha_{ex} (T_{2e} - T_m) \qquad (7)$$

pentru $(x,y) \in S_e$ $t \in [0, t_{ev}]$

Termenul Q' din ecuatia (1) se poate scrie sub urmatoarea forma:

$$Q' = L \frac{\partial f_s}{\partial t} \qquad (8)$$

Daca se considera ca fazele sunt complet amestecate, fractia solida este functie de temperatura. Daca temperatura este diferita de temperatura cutectica, avem:

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = \frac{\partial f_s}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \qquad (9)$$

Din cele prezentate se observa ca ecuatia lui Fourier împreuna cu conditiile initiale si la limita guverneaza fenomenele. Rezolvarea acestei probleme este greoaie; metodele de calcul se bazeaza pe anumite aproximatii, care departeaza solutiile obtinute de solutia reala. Printre principalele metode utilizate, putem sa citam metoda lui Stephan de rezolvare a ecuatiei unidimensionale prin folosirea functiei erorilor lui Gauss, metoda diferentelor finite, metoda elementelor de frontiera. Conform rezultatelor proprii, metoda lui Stephan da rezultate bune în cadrul analizei câmpului de temperatura pentru formele din amestec clasic.

Pentru lucrarea de fata s-a utilizat metoda elementelor finite pentru pasii spatiali, iar pentru pasul temporal s-a utilizat metoda diferentelor finite.

Pentru analiza câmpului de temperatura se utilizeaza elemente triunghiulare. Functia de aproximare pentru elementul finit triunghiular este data de relatia:

$$\hat{T}(x,y) = \alpha_1 + \alpha_2 x + \alpha_3 y \qquad (10)$$

Prin scrierea functionalei la nivelul unui element finit (Ve), prin însumarea acestor functionale la întregul ansamblu elementar din conditia de stationaritate se obtine ecuatia matriciala specifica unui element, adica:

$$K_1^{(e)} T^{(e)} + [K_2^{(e)} + K_3^{(e)}] T^{(e)} = K_4^{(e)} \qquad (11)$$

Asamblând toate cele n elemente din domeniul discretizat, se obtine ecuatia finala:

$$[K_1]\,[T] + [(K_2 + K_3)]\,[T] = [K_4] \qquad (12)$$

Pentru cazul regimului tranzitoriu, folosim o schema simpla, cu diferente finite. Expresia iterativa de calcul este data de relatia:

$$\left[\frac{2}{\Delta t} K_1 + K_2 + K_3 \right] \left[T_{n+1} \right] = \left[\frac{2}{\Delta t} K_1 - K_2 - K_3 \right] \left[T_n \right] + (K_{4,n+1} + K_{4,n}) \qquad (13)$$

Aceasta relatie evidentiaza faptul ca temperaturile nodale [T] la timpul $t + \Delta t$ pot fi calculate o data ce temperaturile nodale la timpul t au fost cunoscute. Etapele urmatoare, specifice programului de calcul, sunt prezentate de asamblarea, impunerea conditiilor la limita, rezolvarea sistemului de ecuatii si reprezentarea grafica a liniilor de câmp termic.

In vederea determinarii influentei grosimii de perete asupra coeficientului de transmitere a caldurii se utilizeaza forma metalica din figura 4.

In figura 5 se prezinta valorile coeficientului de transmitere a caldurii între piesa si forma în functie de grosimea de perete a formei metalice.

Intensitatea schimbului de caldura între piesa si forma variaza în functie de timp. O exemplificare a

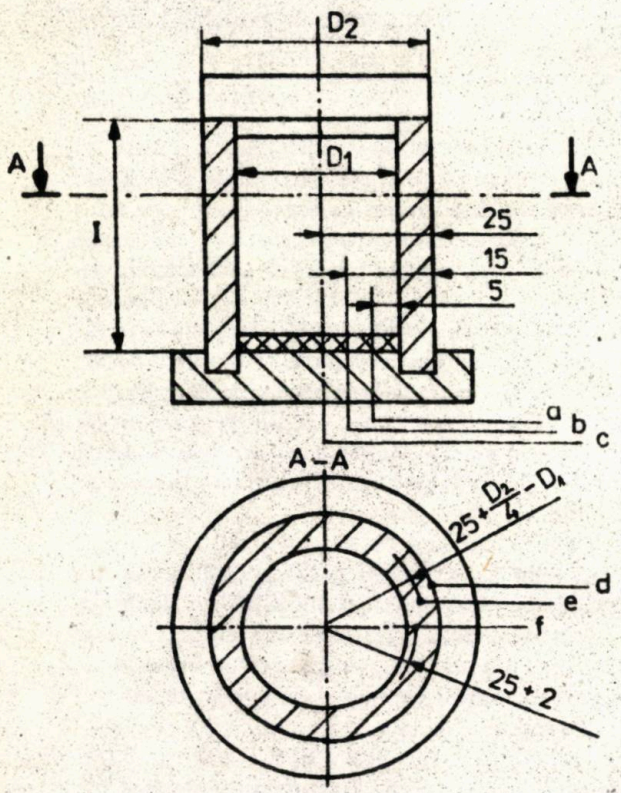


Fig. 4

Schema cochilelor si a modului de amplasare a termocuplurilor pentru studiul influentei grosimii asupra coeficientului de transfer termic

Die drawing and thermocouples positioning for the investigation of their thickness on heat transfer coefficient

Cochila / Marime	I	II	III	IV
D1	50	50	50	50
D2	70	90	110	130
H	200	200	200	200

acestei variatii este reprezentata în figura 6, pentru forma metalica a carei grosime este de 20 mm.

In graficul 5 sunt prezentati coeficientii medii, specifici întregului proces de solidificare.

Incercarile au fost facute pentru cuplul: cochila-Fc200, piesa- ATCSi7Mg STAS 201/2-80.

Incercarile pentru studierea influentei presiunii asupra valorii coeficientului de transfer termic au fost facute pe dispozitivul reprezentat schematic în figura 7.

Fortele exercitate asupra aliajului în curs de solidificare au fost de 250, 500, 1000, 4000 daN/m^2. Incercarile au fost facute pentru cazul când forma a fost realizata din VCW85, iar piesa din ATCSi7Mg. Variatia valorilor coeficientilor de transfer în functie de presiunea exercitata asupra aliajului în curs de solidificare este prezentata în figura 8.

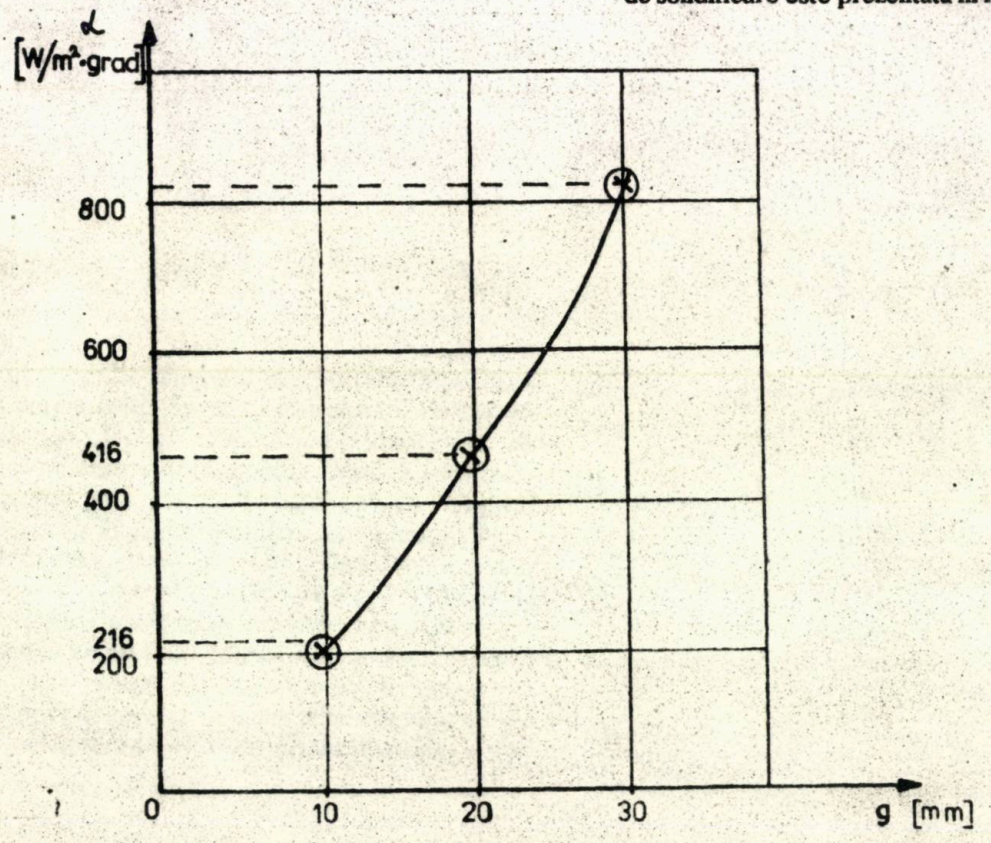


Fig. 5

Variatia coeficientului de transmitere a caldurii în functie de grosimea formei metalice

Heat transfer coefficient variation with pressure applied on solidificating alloy

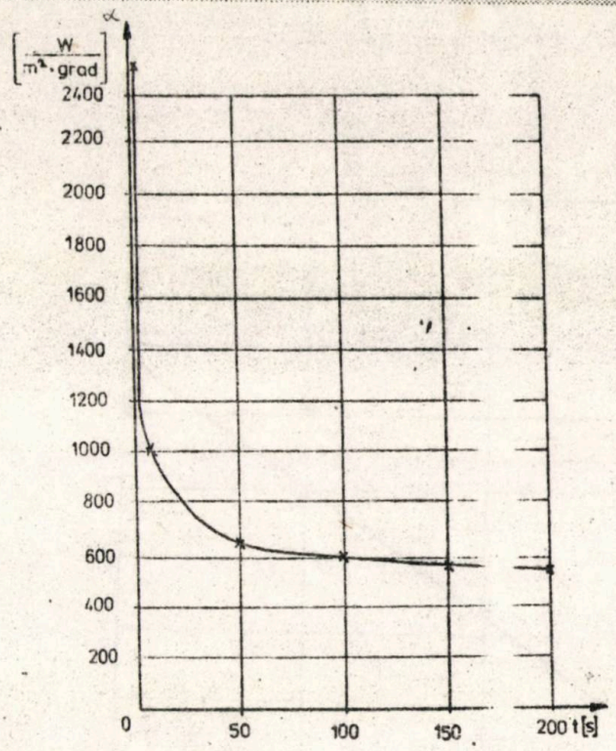


Fig. 6

Valoarea coeficientului de transfer termic în funcție de timp, în procesul de solidificare
Heat transfer coefficient time variation during the solidification process

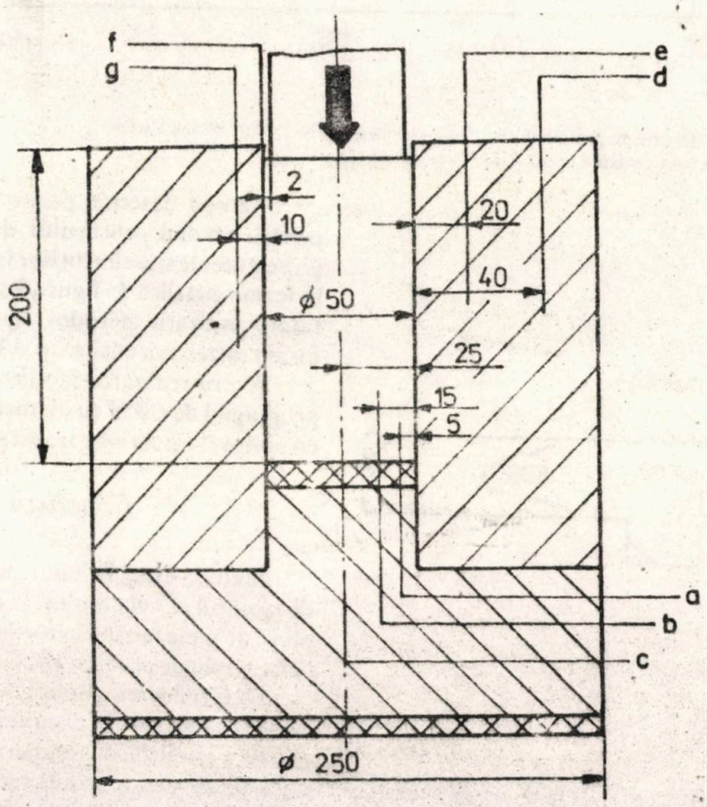


Fig. 7

Dispozitiv pentru studiul influenței presiunii asupra coeficientului de transmitere a căldurii
Device for the investigation of pressure influence on heat transfer coefficient

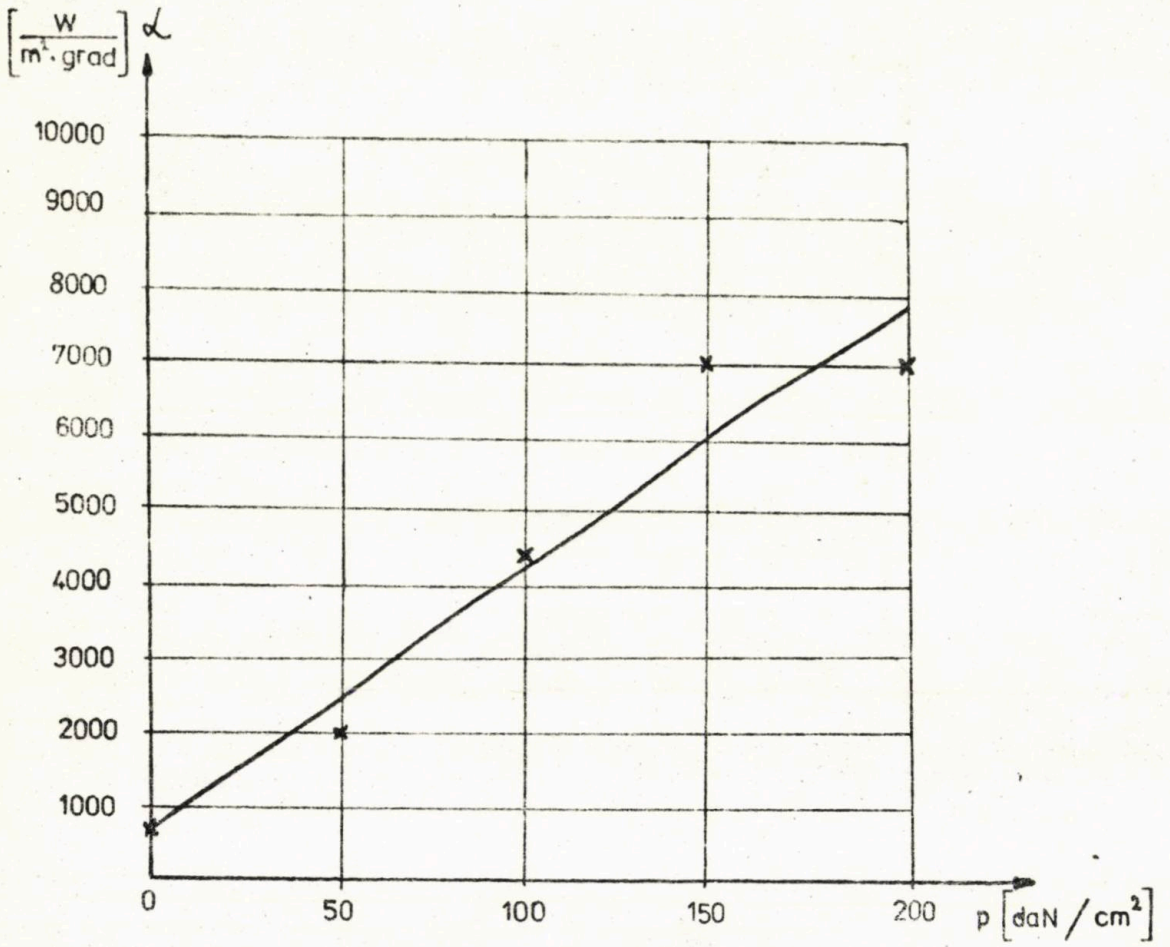


Fig. 8
Variatia coeficientilor de transfer functie de presiunea exercitata asupra aliajului în curs de solidificare
Heat transfer coefficient variation with pressure applied on solidificating alloy

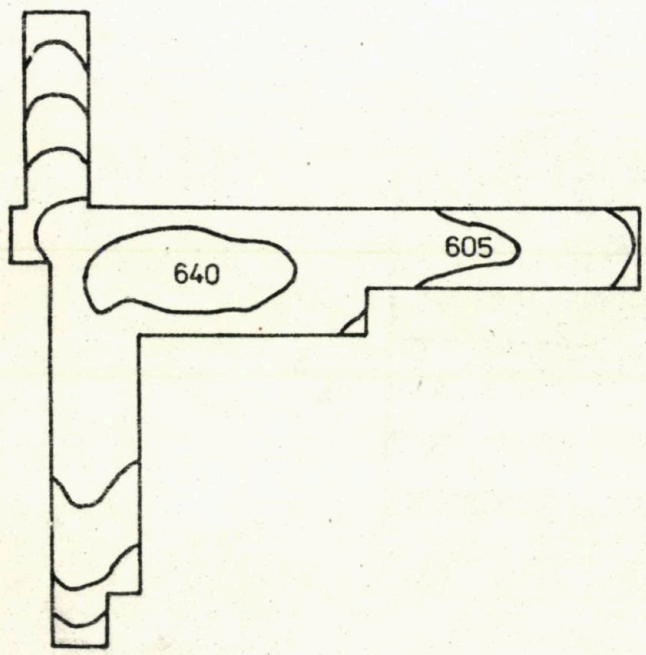


Fig. 9
Forma izotermelor la 10 s dupa turnare.
Izotermele sunt trasate din 5 in 5 °C
Isotherme pattern 10 sec. after casting. Isotherms are plotted for 5°C intervals

Metoda descrisa poate sa fie utilizata pentru studiul procesului de solidificare a piesei turnate si al eforturilor termice introduse în forma metalica. In figura 9 se prezinta rezultatele utilizarii metodei asupra turnarii în forma metalica a unui aliaj ATCSi7Mg.

Pentru realizarea izotermelor s-a utilizat programul de calcul cu elemente finite SAP 5, cu ajutorul caruia s-au trasat si izotermele.

Concluzii

Metoda este eficienta putând fi utilizata, cu ajutorul calculatorului, la configuratii complexe de piese turnate în forme metalice pentru orice cuplu de material piesa- forma.

Determinarea coeficientilor de transfer este eficienta în determinarea cu exactitate marita a câmpului de temperatura în piesa turnata si de aici a frontului de solidificare. Metoda a fost utilizata si a dat rezultate corespunzatoare pentru turnarea ATCSi7Mg în cochila realizata din fonta. Având în vedere ca, abordarea acestui domeniu, în conditiile influentei grosimii de perete a formei metalice

si a presiunii exercitate asupra aliajului, lucrarea se constituie într-un început, care se doreste a fi continuat prin punerea la punct a unei metode exploatabile eficient în domeniul proiectarii pieselor turnate si al proiectarii formelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chvorinov N.: Giesserei 27,1940, 177
[2] Namur R.: La Fonderie Belge, 6 iun., 1956
[3] Sciama G.: Fonderie nr.218, 1964
[4] **Economopoulos M.**: Revue de Metallurgie, noiembrie 1964
[5] **Kohn A., Morillon Y.**: Revue de Metallurgie, octombrie 1966
[6] **Davias L. de V., Moe R.**: Solidification and Casting of Metals. Met.Soc. London, 1977
[7] **Fischer K., Fischer D.I.**: *Fundamentals of solidification. Trans. tech. Publication, 1989*
[8] **Thevoz Ph., Rappaz M., Desblalles I.L.**, *A General FEM code for the prediction of Microstructures in Casting.* Light Metals 1990
[9] **Zirbo Gh., Soporan V.**: *Consideratii asupra lingotierelor. Studiul câmpului de temperatura în sistemul lingou-lingotiera.* Buletin stiintific al Inst.Politehnic Cluj-Napoca 29-30, 1986- 1987
[10] **Soporan V., Zirbo Gh., Potra T.**: *Element finit pentru studiul transferului de caldura în lingotiere.* Buletin stiintific al Inst.Politehnic Cluj-Napoca 29-30, 1986-1987
[11] **Zirbo Gh., Soporan V.**:*Modelarea proceselor de transfer termic care apar la solidificarea pieselor în forme metalice.* A XII-a Conferinta nationala de turnatorie, Bucuresti, mai 1990
[12] **Soporan V., Zirbo Gh.**: *Consideratii asupra dimensionarii lingotierelor.* Prima sesiune de comunicari si referate C.U.G. Cluj-Napoca, octombrie 1989

REVISTA REVISTELOR

STAHL UND EISEN Nr. 6, GERMANIA, 1993

- Politica economica are o noua orientare, p. 31

- Dezvoltarea, stadiul tehnologic si aspecte de viitor ale elaborarii otelului (comunicare la primul congres european privind elaborarea otelului în convertizoare cu oxigen 21VI 1993 - Neuss), p.39

- Dezvoltarea unui sistem de conducere a procesului de elaborare în convertizoare cu oxigen, cu lance de masurare înclinata, p. 49

- Controlul procesului de decarburare pe baza masurarii parametrilor gazelor evacuate(comunicare la conferinta internationala CECO asupra progreselor în tehnicile de masurare si încercari în siderurgie - 30XI 1992 Düsseldorf), p. 55

Principiile de automatizare ale unei instalatii de desulfurare a fontei, în cadrul unei otelarii, p. 63

- Reconstructia instalatiei de degazare a otelului la otelaria nr. 1 cu convertizoare cu oxigen de la Thyssen Stahl AG (Duisburg), p. 69

- Produse refractare legate cu rasini sintetice. Experienta mondiala în domeniul otelariilor (raport prezentat la cel de-al II-lea simpozion international asupra refractarelor cu bachelita - 3 XII 1992 Dortmund), p. 75

- Prelungirea campaniei de functionare a furnalelor. Factori care influenteaza durabilitatea creuzetului (comunicare la Congresul siderurgiei germane VDEh - 12. XI. 1992 - Düsseldorf), p.81

- Factori care influenteaza circulatia radiala a gazelor prin furnal si importanta lor pentru functionarea acestuia. (comunicare la Congresul Siderurgiei germane VDEh - 12 XI 1992 Düsseldorf, p. 93

- Simularea micsorarii grauntilor de austenita la laminare (comunicare la Congresul Academiei miniere Freiberg - 3 - VII 1992), p. 103

- Institutul de siderurgie si directia de specializare "Tehnologia otelului" la Universitatea Tehnica "Academia miniera" Freiberg, p. 111

- Efectul de îndrumare a depozitarii degajarilor de CO_2 si de energie, p. 117

- Conducerea întreprinderilor într-o perioada de transformari revolutionare, p. 127

- Informatii despre congrese si târguri

- Informatii tehnice din industria siderurgica mondiala

- Informatii economice

- Bibliografie

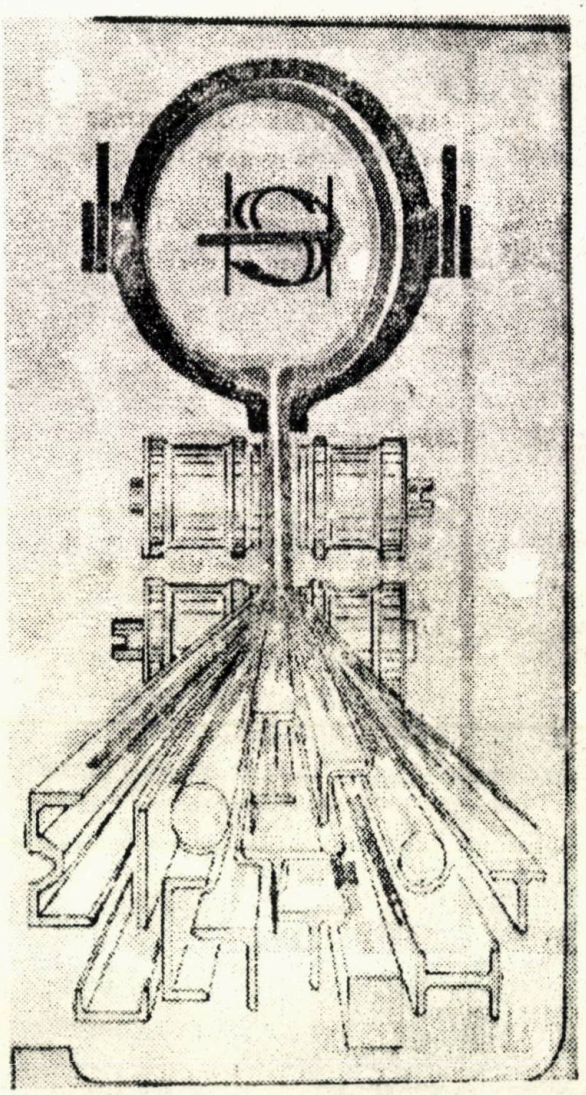
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

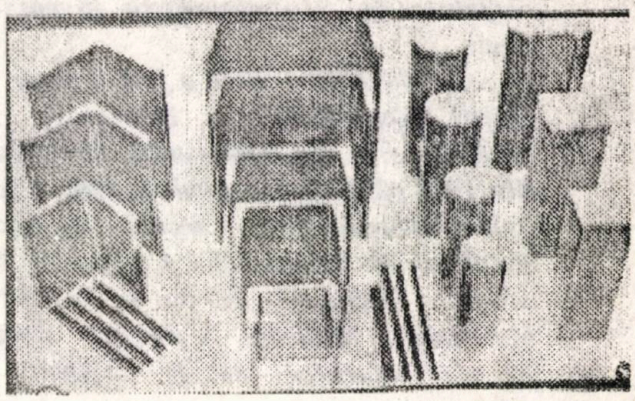
MAKES

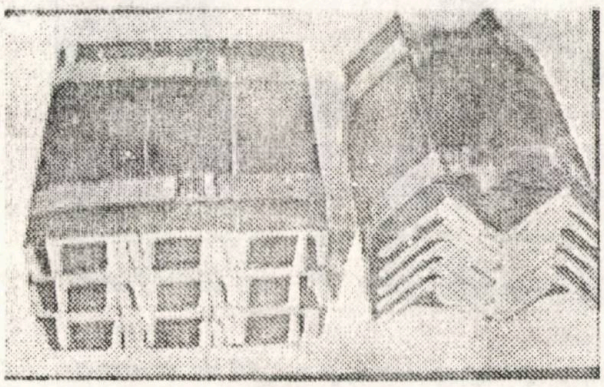
- **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- **WIRE ROD**, *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 17100/80), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- **ROUND STEEL BARS**, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm side, (DIN 1017/78 I, para 4)*
- **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*
- **FLAT ROLLED STEEL**, *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*
- **I-BEAMS (NARROW)**, *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*

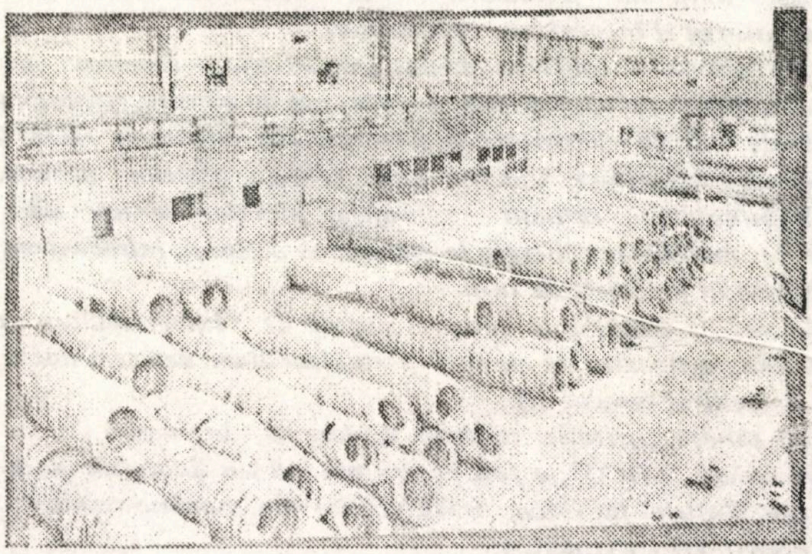


If you'd like to know more about us, please write, call or fax:
B-dul Independentei no. 8, 5300 Focsani, Romania
Tel.: 53257
Telex: 53257
Fax: 093/913823

LAMINORUL S. A. Focsani, România, is a rolling mill established as a joint stock company. Equipped with modern plants, it makes high quality products to NID and/or Romanian standards.





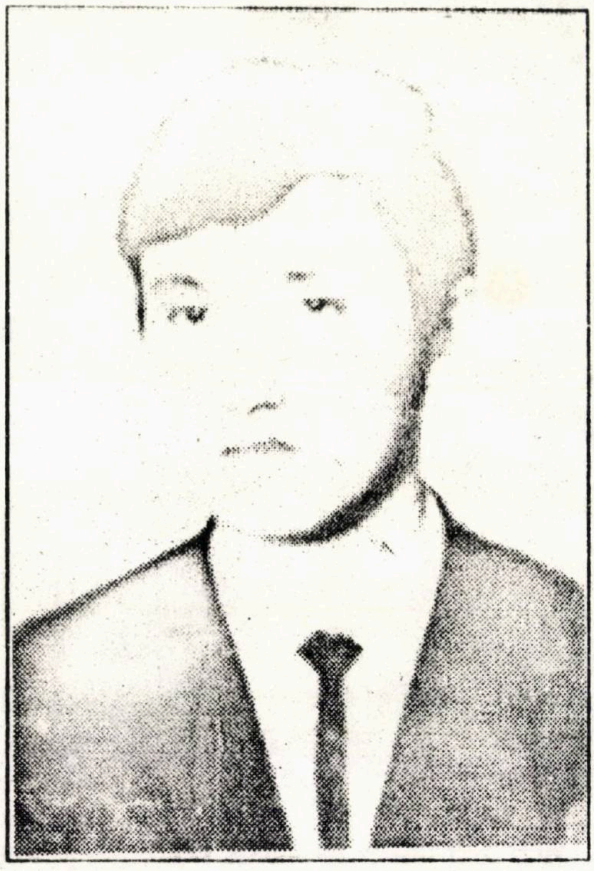


It is specialized in medium size profiles, wire rod and concrete carbon steel. The gauges produced meet almost any standard specified by customers.

The chemical composition and mechanical properties of the rolled steel are controlled by its own specialized laboratories.

O DISPARITIE PREMATURA SI FULGERATOARE

Conf.dr.ing.COCOLAS SIMION



25 martie 1946 - 2 octombrie 1993

Intre anii 1965 si 1970 a fost student în cadrul sectiei Turnatorie a Facultatii de Metalurgie. Dupa absolvirea facultatii cu rezultate remarcabile, si-a efectuat stagiatura la Intreprinderea Mecanica Cugir.

In perioada 1973 - 1978 a fost inginer în cadrul serviciului Proiectare la Intreprinderea Energoreparatii Bucuresti.

Din 1978 pâna la 1 octombrie 1993 a fost cadru didactic la Catedra Turnarea Metalelor si Materialelor Compozite din cadrul Facultatii Stiinta si Ingineria Materialelor Metalice. A parcurs treptat treptele ierarhice de la asistent la conferentiar.

Doctoratul a fost absolvit în 1990 cu lucrarea: Interactiunea metal-forma. Din activitatea sa stiintifica enumeram: circa de 60 articole, 10 carti, 30 de participari la conferinte (simpozioane), peste 40 de contracte, 18 inovatii. Este unul din fondatorii INVENOTREX-ului (societate ce se ocupa cu lansarea, prezentarea si încurajarea investitiilor).

Ca tematica din activitatea conferentiarului COCOLAS, se remarca: probleme legate de obtinerea amestecurilor noi de formare, metode noi de vopsire, respectiv de impregnare a formelor, metode noi de dezbatere a formelor din silicat de sodiu întarite cu CO_2, realizarea formelor criogenice, îmbunatatirea calitatii pieselor turnate, calire în strat superficial, îmbunatatirea calitatii suprafetei pieselor turnate din otel, reducerea consumurilor de materiale si energie la elaborarea otelului, introducerea calculatorului, respectiv Software în procesele de turnare.

Din punct de vedere didactic, a sustinut cursul de "Imbunatatirea calitatii pieselor turnate", a condus activitatea de cursuri postuniversitare de asemenea a fost membru în comisiile de definitivat (gradul II).

A sprijinit activ tânara generatie: studenti, doctoranzi, ingineri.

Alintat printre colegi "COCO", a fost pentru noi toti un liant, un mare coleg, prieten si la bine si la rau. Sufletul lui Coco, OMENIA lui vor ramâne vesnic în inimile noastre.

DUMNEZEU SA-L ODIHNEASCA!

Colectivul Catedrei "Turnarea Metalelor si Materialelor Compozite"
Universitatea „Politehnica" Bucuresti

S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

» **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*

» **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*

» **WIRE ROD**, *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*

» **ROUND STEEL BARS**, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*

» **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4)*

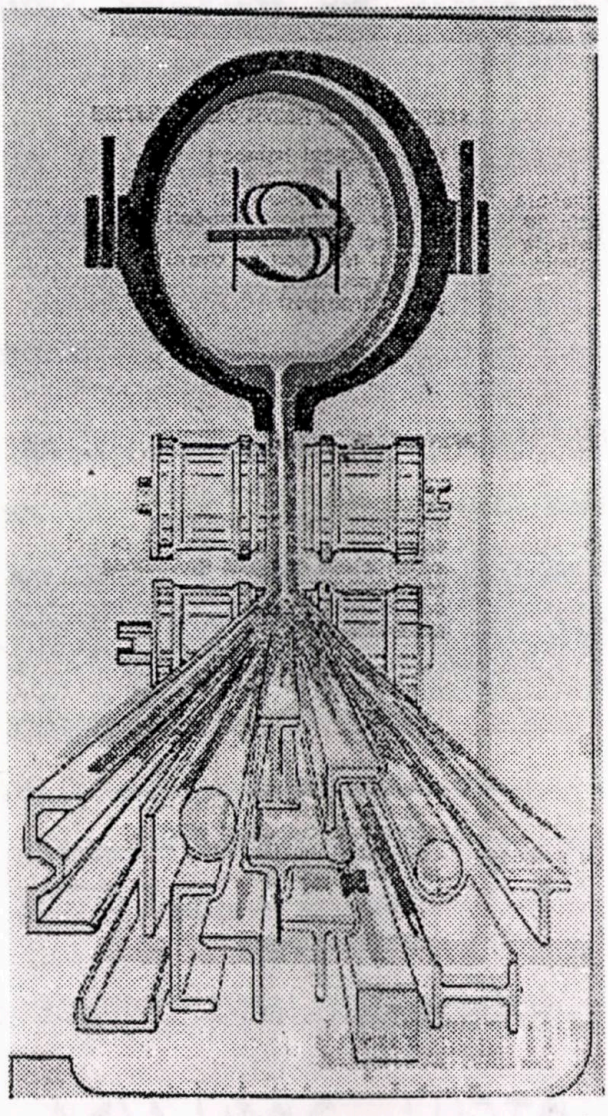
» **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*

» **FLAT ROLLED STEEL**, *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*

» **I-BEAMS (NARROW)**, *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*

» **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*

» **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



EASTEEL

SIDERURGICA ROMANA S. A.

PRIMA SOCIETATE MIXTA DIN INDUSTRIA METALURGICA ROMANEASCA

Societate pe actiuni româno-italiana producatoare de:

profile UNP 140, 160 si 180;
profile cornier cu aripi egale 140, 150 si 160;
profile pentru sustineri galerii miniere SG 18 si SG 23;
otel rotund calibrat 15 - 70 mm diametru;
otel hexagonal calibrat H 17 - 55 mm;

otel beton neted sau periodic 12 mm diametru (in colaci);
benzi laminate la cald 20 ... 100 mm x 3 ... 5 mm (in colaci);
benzi laminate la rece 20 ... 90 mm x 0,8 ... 3,5 mm (bobina);
table laminate la cald 1000 x 2000 x 1 ... 4 mm;

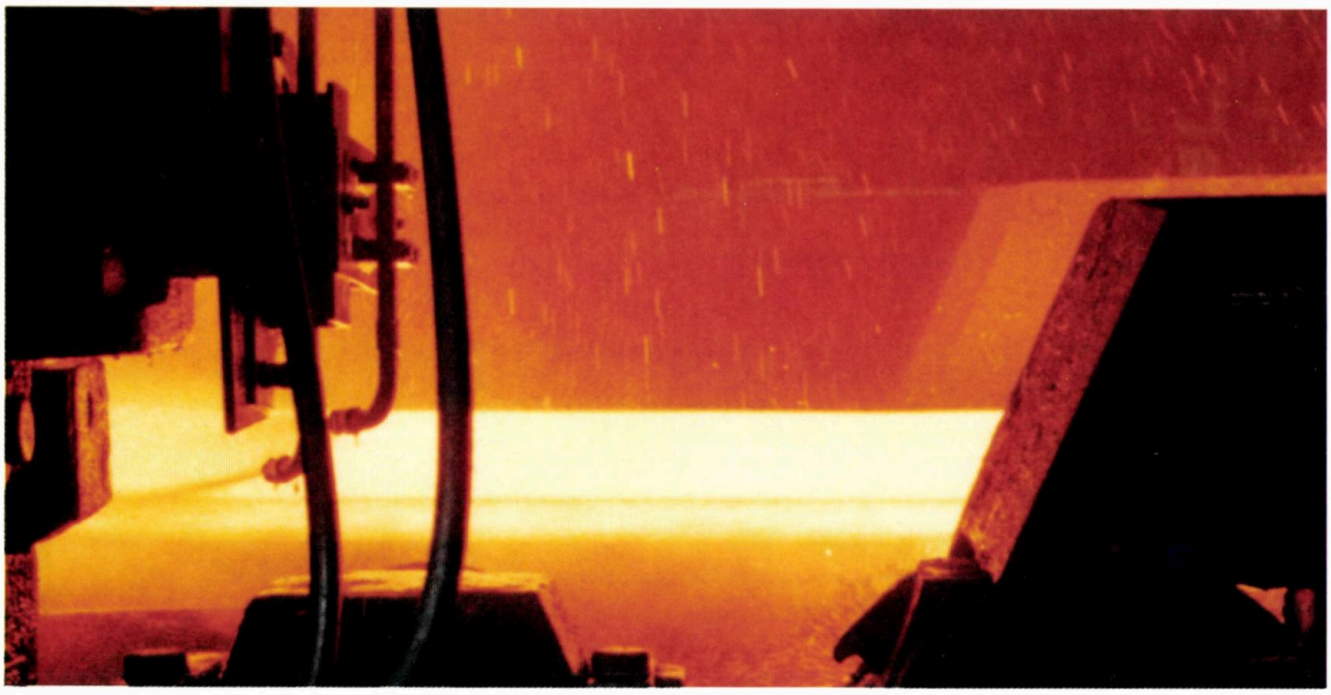
otel lat cu bulb pentru constructii navale 180 ... 340 mm;
table subtiri pentru ambutisare 512 x 712 x 0,22 ... 0,28 mm;
benzi subtiri in rulouri pentru ambutisare 575 mm x 0,22 ... 0,60
sina de tramvai ST 40.

Suntem bucurosi sa ne contactati la sediul nostru din:

OTELU - ROSU 1671

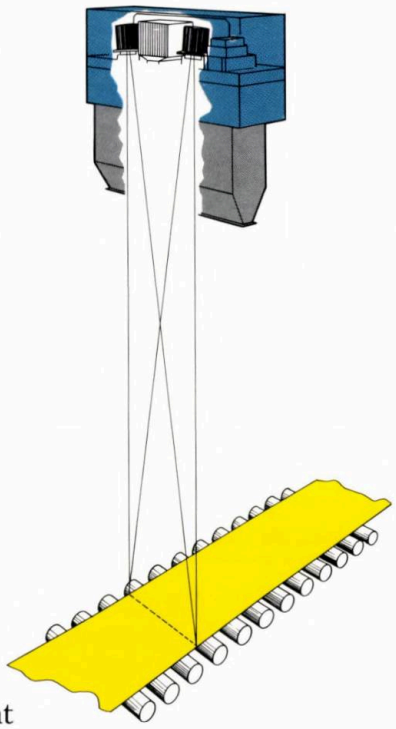
Str. Mihai Eminescu, nr. 10
Tel.: 096/530.297
530.520
530.610
Telex: 74715
Fax: 096/530.574

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*



- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

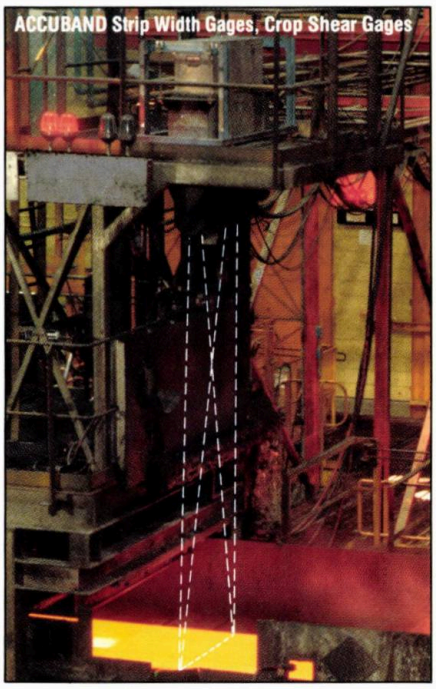
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

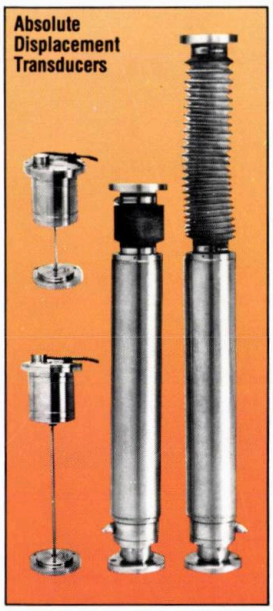
WINNER 1992 INNOVATION

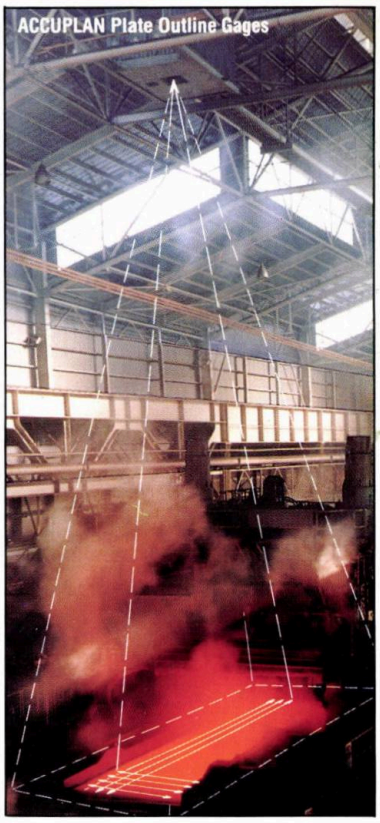
KELK

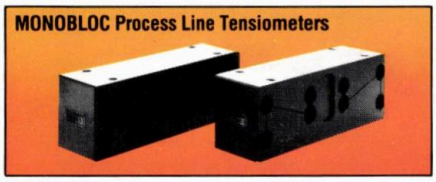
Sensors for Rolling Mills

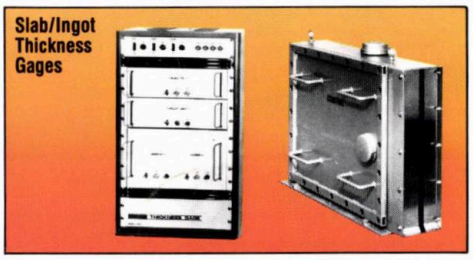
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

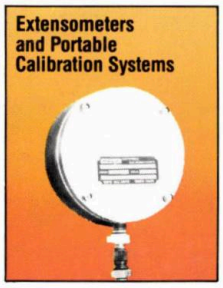












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK

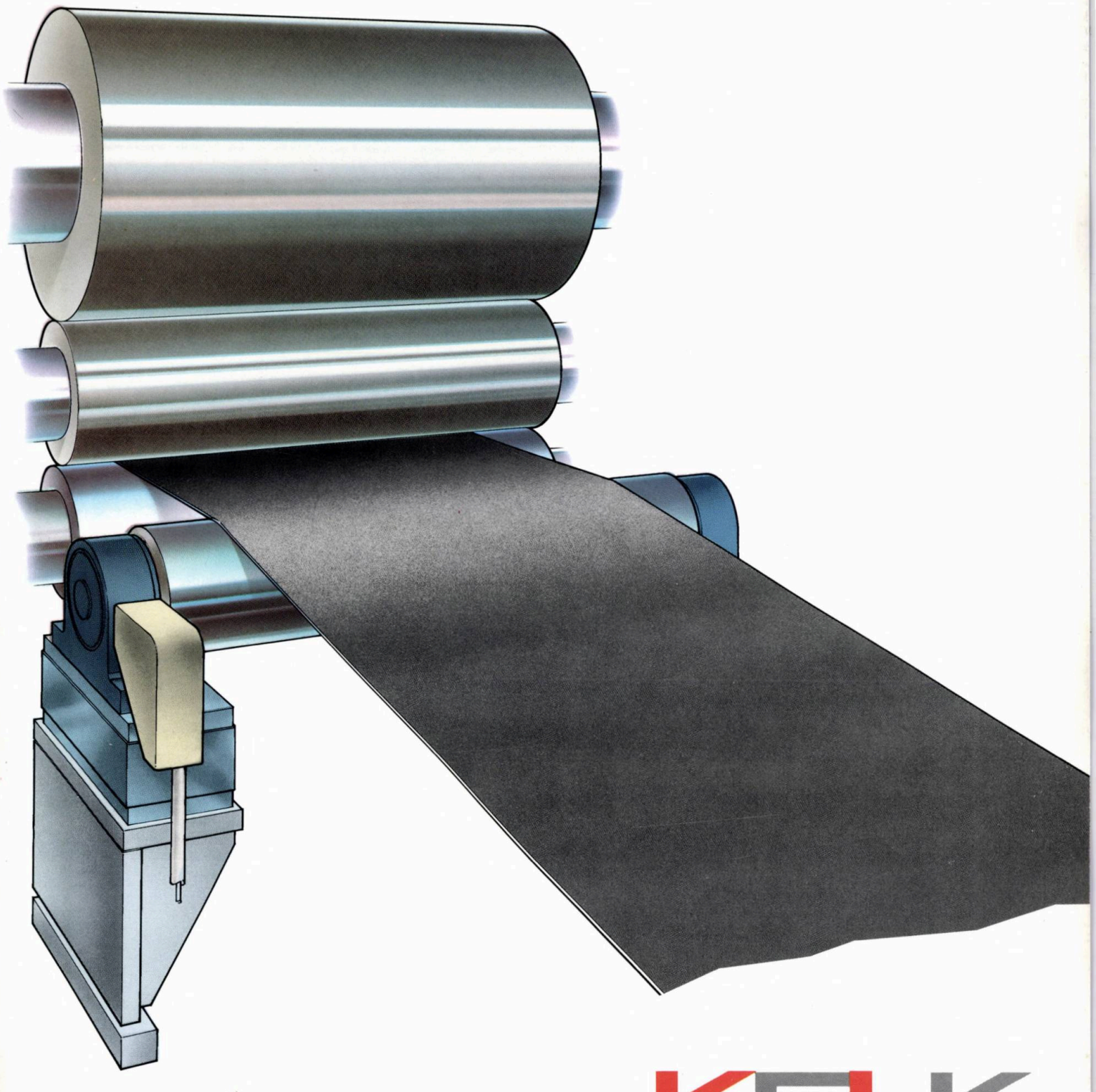
Sensors for Rolling Mills

E 3280

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

11/93

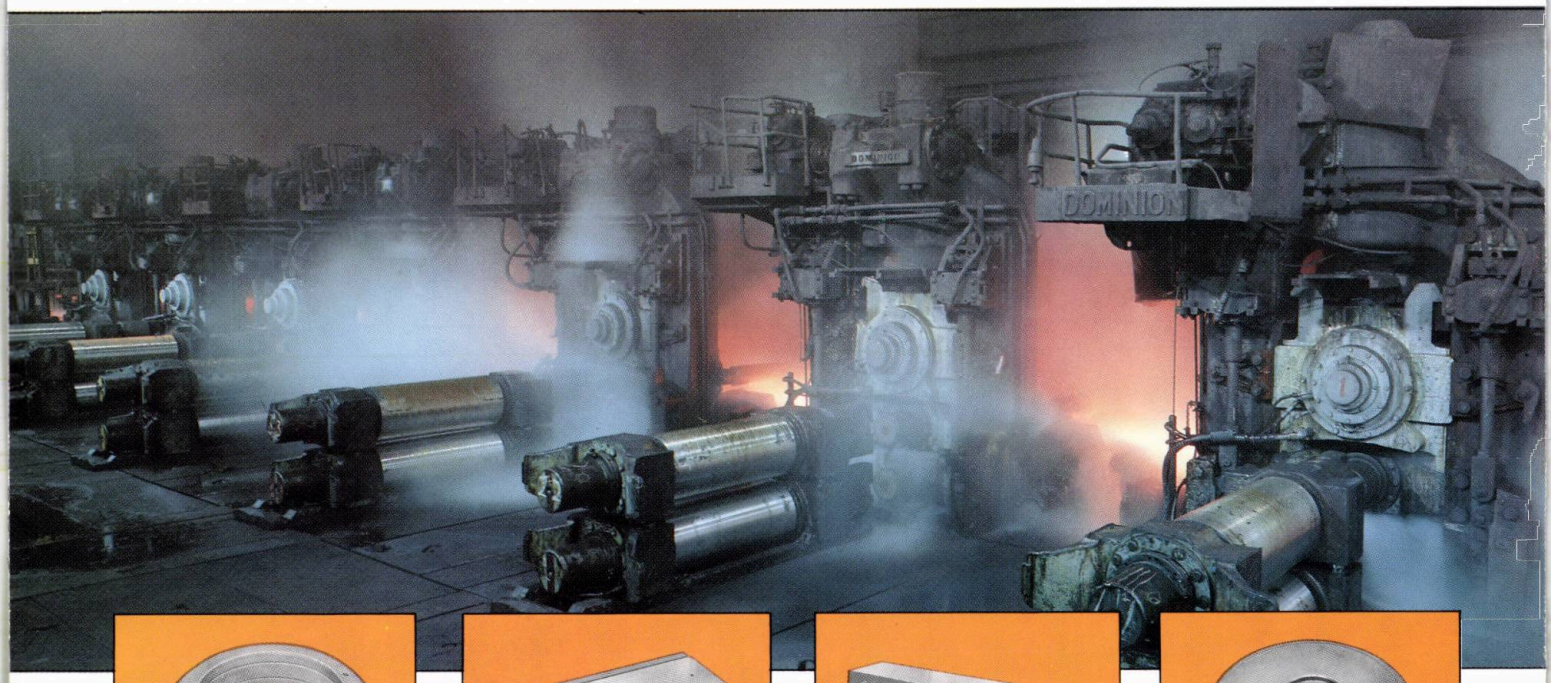


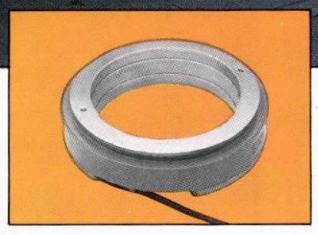
KELK
Sensors for Rolling Mills

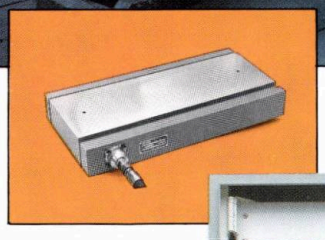
Introducing ROLLMAX...

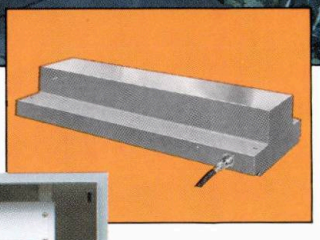
Digital Electronics

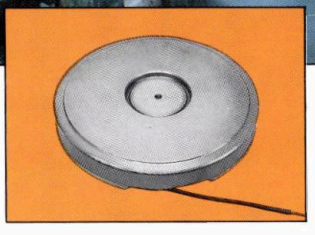
the world's best load cell system just got better!











With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

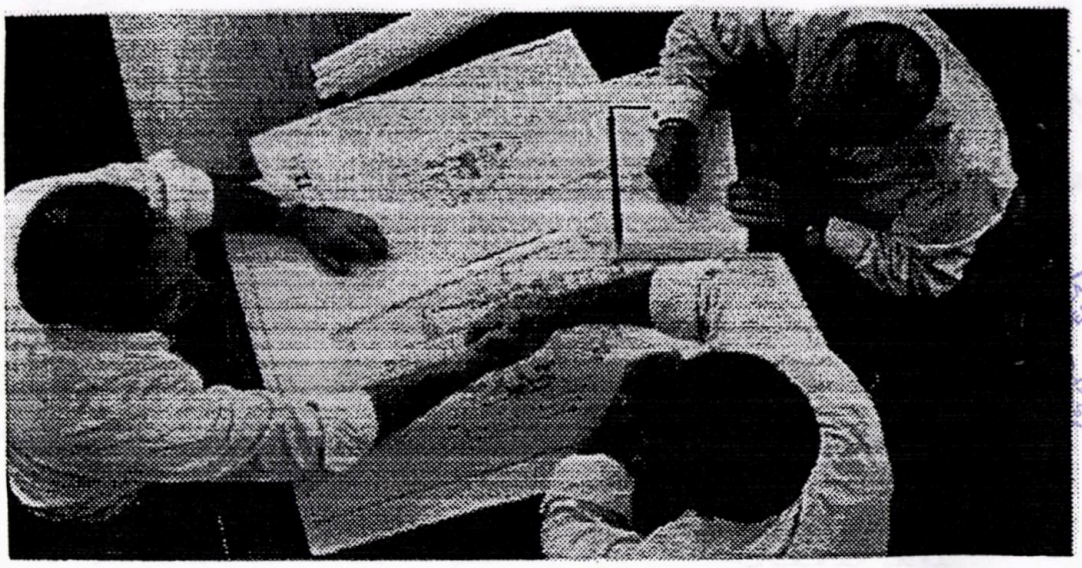
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

ÎNTÂLNIRE DE ÎNALT NIVEL



...AKI INFORMÁCIÓS ...ES KÖNYVTÁR 1883 ...KÖZ ...ORS

Forumul International de tehnologie

O tripla întâlnire a expertilor are loc din nou la Düsseldorf. Sub laitmotivul "Forum International de tehnologie", trei târguri de specialitate de importanta mondiala îsi vor reprezenta ramurile între 15 si 22 iunie 1994:**GIFA '94** - al 8-lea Târg de specialitate din domeniul **turnatoriilor** - cu congres, **METEC '94** - al 4-lea Târg International în domeniul **tehnicii siderurgice**-cu congres si **THERMPROCESS '94** - al 6-lea Târg International în specialitatea **cuptoare industriale si procedee de productie în domeniul tehnicii prelucrarii la cald**; se prezinta noi tehnologii, procedee si piete de desfacere. O folosire tripla, sinergii triple dau posibilitate vizitatorilor sa câstige o multitudine de cunostinte. **Forumul International de tehnologie** este un punct de orientare în aceste domenii si ofera prin actiunile - cadru culturale si stiintifice numeroase posibilitati de larga informare care va vor permite un **salt calitativ**. Pentru obtinerea unor cunostinte multiple:

O calatorie! Düsseldorf va asteapta cu un program cuprinzator!

Düsseldorf de la 15 pâna la 22 iunie 1994

GIFA '94 - al 8-lea Târg International de Specialitate în domeniul turnatoriilor - cu congres,
METEC '94 - al 4-lea Târg International pentru tehnica siderurgica - cu congres,
THERMPROCESS '94 - al 6-lea Târg International pentru cuptoare industriale si procedee tehnice în domeniul tehnicii prelucrarii la cald

Alte informatii:Düsseldorfer Messegesellschaft mbH, NOWEA, Postfach 10 10 06, D-40001 Düsseldorf

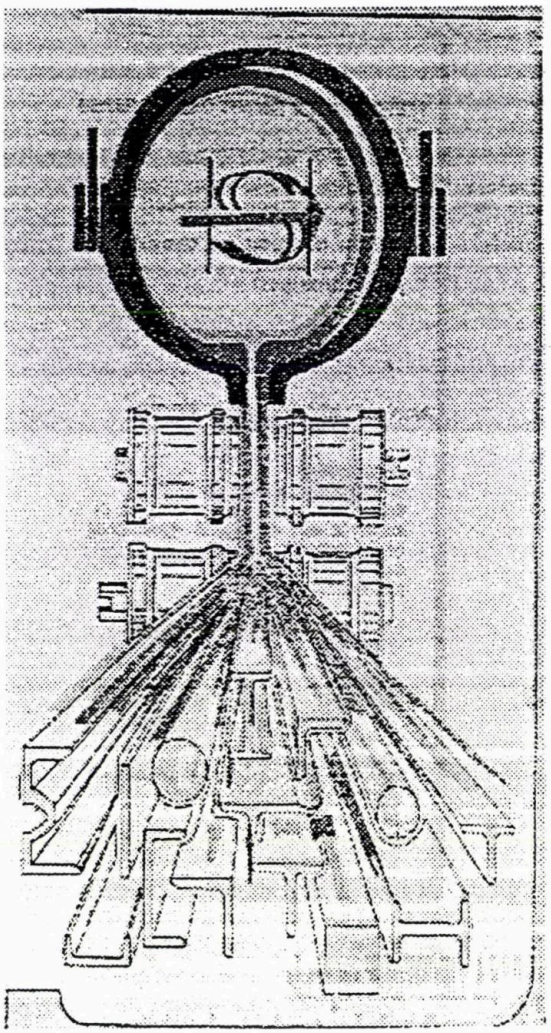
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

- **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- **WIRE ROD,** *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- **ROUND STEEL BARS,** *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm sides (DIN 1017/78 I, para 4)*
- **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*
- **FLAT ROLLED STEEL** *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*
- **I-BEAMS (NARROW),** *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



COMPETITIVENESS

QUALITY

GUARANTEE

EXPORTS: ☐ the whole range of metallurgical products as: aluminium plate, concrete steel, profiles pipes, wires etc.

IMPORTS: ☐ highly processed metallurgy products ☐ raw materials for metallurgical uses (coke, coal, ferrous and non-ferrous ore) ☐ equipment and spare parts for ferrous and non-ferrous metallurgy ☐ licences, feasability studies.

The objective of our company is to remain
YOUR MOST EFFICIENT AND RELIABLE PARTNER
in the foreign trade of the Romanian metalllurgy.

EXPORTĂ: ☐ toată gama de produse metalurgice: tablă din aluminiu, oţel beton, profile, ţevi, sîrmă etc.

IMPORTĂ: ☐ produse metalurgice înalt prelucrate ☐ materii prime pentru metalurgie (cocs, cărbune, minereuri feroase şi neferoase) ☐ echipamente şi piese de schimb pentru metalurgia feroasă şi neferoasă ☐ licenţe, studii de fesabilitate

PARTENERUL DUMNEAVOASTRĂ
CEL MAI EFICIENT ŞI DE INCREDERE
în comerţul exterior!

METANEF S.A.
BUCHAREST - ROMÂNIA ■ 21-25 Mendeleev Street ■ Phone: 650-2842 ■ Fax: 312-0235 ■ Telex: 11669
Registered under no. J 40-49-1991 at Register of Commerce Bucharest office

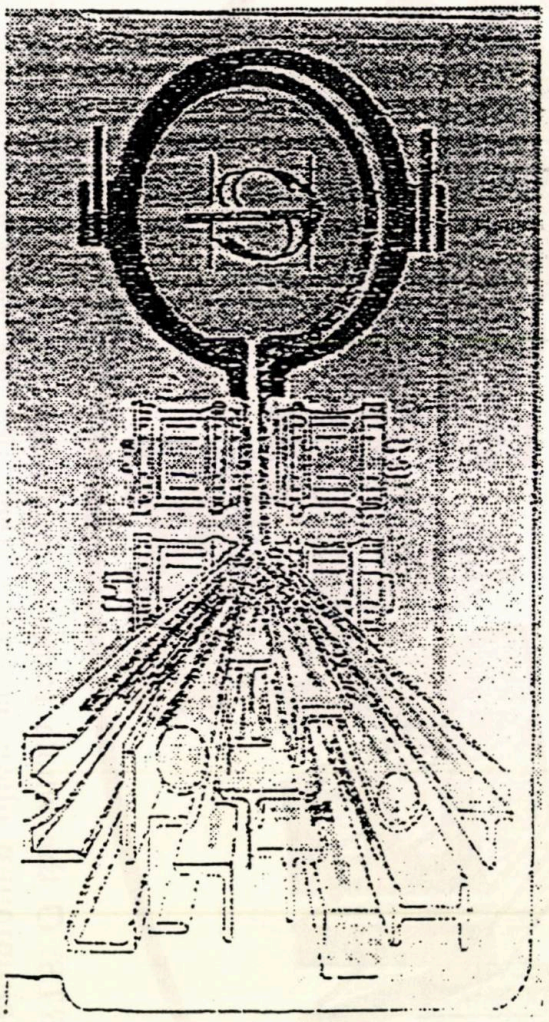
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

- CONCRETE IRON *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), Ø6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- REINFORCING BARS *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- WIRE ROD, *ϕ 5mm (DIN 1013/63 I) and Ø8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 17100/80), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- ROUND STEEL BARS, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- SQUARE BAR STEEL *with 40-70 mm sides (DIN 1017/73 I, para 4)*
- T-SECTIONS *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*
- FLAT ROLLED STEEL *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/57 I, para 4*
- I-BEAMS (NARROW), *65-240 mm high, to DIN 1025/63, para 7*
- U-BEAMS *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



METALURGIA

11 noiembrie 1993

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

S u m a r

Moldovan P., Chira I., Pana Mihaela, Paunescu Irina: **Morfologia structurilor siluminurilor turnate modificate cu strontiu** 5

Toia A.: **Caracteristici dominante ale procesului de restructurare din industria siderurgica în tarile vest- si est- europene** 16

Jula Irina, Toia A.: **Scurta prezentare de ansamblu a evolutie i industriei siderurugice românesti în perioada 1945-1992** 18

Jula Irina: **Corelatii ale principalilor indicatori** 21

Jula Irina: **Consumul aparent** 23

Zamfir Simona, Vidu Ruxandra: **Aspecte privind comportarea la coroziune a aliajelor de aluminiu durificate prin tratamente termice** 25

Raducanu Doina: **Posibilitati de modelare a cresterii grauntilor cristalini la recristalizarea secundara** 29

Bunea D., Saban R., Gheorghe D.,Brânzei M., Geanta V., Constantin N.: **Cercetari experimentale privind tratamentele termice aplicate cilpebsuriior turnate în amestec din fonte albe aliate cu crom** 32

Popescu N., Alexandru C., Mocanu Elena: **Cu privire la tratamentul termic de feritizare a unei fonte cu grafit nodular** 36

Raseev D., Talle Maria: **Deformatiile remanente si comportarea la uzare în cazul aplicarii ciclurilor complexe de tratamente termice cu borurare la sapele de foraj cu trei conuri** 40

Chira I., Marginean I., Marginean Elena, Ruxanda Roxana: **Procese de borurare realizate prin turnarea de modele gazificabile din polistiren** 44

Recenzie 24

Revista revistelor *15, 17, 22, 28, 31, 35, 39, 43, 52*

Colegiul onorific de redactie

(în ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, SORIN DIMITRIU, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, MIHAELA PANA, VASILE PARPALA, CRISTIAN PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA

Redactor responsabil: prof. dr. ing. I. VÂRCOLACU

Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VÂRCOLACU

Sef. CIDMET: ing. Brândusa Florentina Scortea

Redactor: ing. Brândusa Florentina Scortea

Stilizare: Ioana Kuglay

Tehnoredactare computerizata: Lidia Vereanu

Traducere : ing. S. Flores

Redactia si administratia: Bucuresti, str. Mendeleev, nr.21-25, sector 1, cod 70168, telefon 6594090.

Institutiile pot achita abonamentele in contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 9000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Corectura : Rodica Rosu

P. Moldovan, I. Chira, Mi[illegible]ela Pana, Irina Panaiescu: **Structure morphology of strontium inoculated cast silumina**

A critical analysis is made of theories on cast silumina inoculation, a technical and technological comparison of natrium and strontium inoculation peculiarities is attempted and for the AT - type Si10Mg alloy (STAS 201/1 - 80) the structural changes, for a 0.005 - 0.03% Sr inoculation, are shown in detail by applied metallographic analysis.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 5

A. Toia: **Major features of steel industry restructuring processes in west and east european countries**

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 16

Irina Jula, A. Toia: **Short overal presentation of the Romanian steel industry development between 1945 and 1992**

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 18

Irina Jula: **Correlation of the main economic features**

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 21

Irina Jula: **Apparent consumption**

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 23

Simona Zamfir, Ruxandra Vidu: **Corrosion behaviour of heat treatment hardened aluminium alloys**

Alluminium alloys used in aircraft and automobile industries have a good corrosion resistance, but are sensitive to pitting, intercrystaline corrosion and crack corrosion in alkaline solutions containing chlorine ions.

The paper shows the influence of ageing heat treatment parameters on the corrosion behaviour of these alloys.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 25

Doina Raducanu: **Grain growth modelling for secondary recrystallization**

The paper is a synthetic presentation of recent theoretic results on grain growth modelling using determinist patterns. For practical testing of these patterns 3% Si alloyed transformer steel samples are used. A good agreement between theoretical and experimental results is found.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 29

D. Panca, R. Saban, D. Gheorghe, M. Brânzei, V. Geanta, A. Constantin: **Investigations on heat treatments applied to cast cil-pebs of Cr - alloyed white irons**

The paper presents the results of the experimental research on cil - pebs - type sand cast bodies of alloyed white iron with various heat treatments.

The investigations on Cr - alloyed white iron mill bodies with various Cr contents (1,40%, 7,41%, 13,80%) have finally led to differing results.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 32

N. Popescu, C. Alexandru, Elena Mocanu: **On ferritizing heat treatment of a nodular graphite iron**

The paper deals with the manufacture of hydraulic pumps cast of nodular graphite iron containing ferritic mass.

A method of induction furnace iron making with 0,065 Mg graphitising is suggested.

The paper also emphasises the influence of austempering and operating isothermal holding stage temperatures.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 36

D. Rascev, Maria Talle: **Overstrain and wear behaviour in explaining complex boriding heat treatment cycles for three - cone bits.**

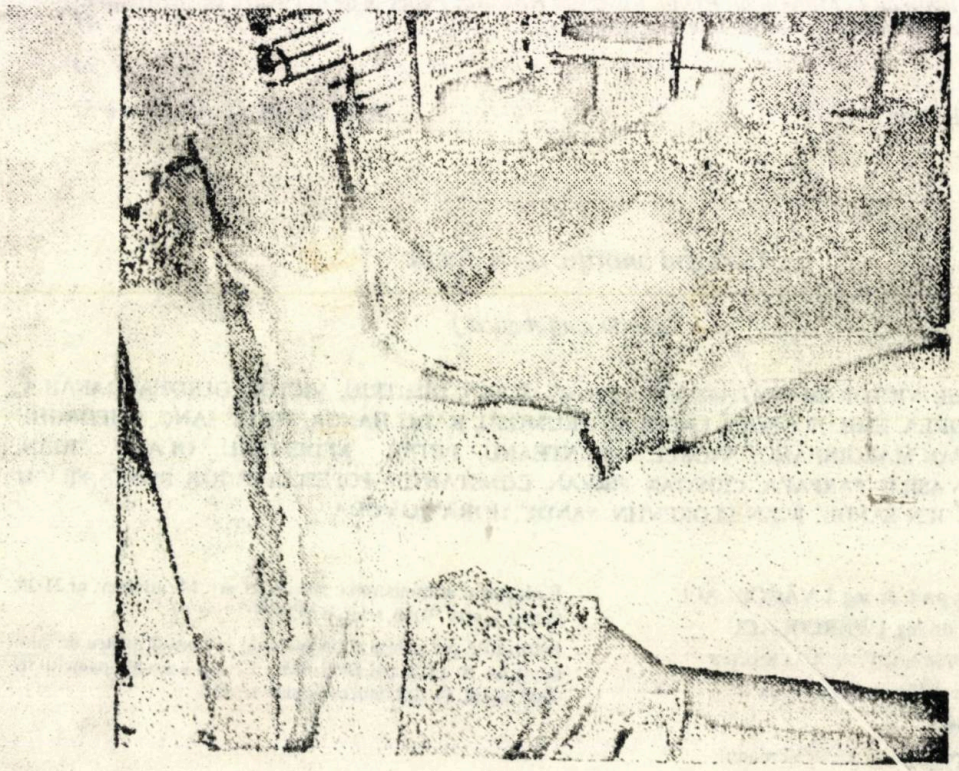
The authors investigate the inclusion of boriding thermochemical treatments in complex heat treatment cycles by measuring overstrain and wear of friction couples subjected to this treatment to achieve structures with optimal features, required by the operation conditions of the three - cone bits with tight plain friction bearings.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 40

I. Chira, I. Marginean, Elena Marginean, Roxana Ruxanda: **Boriding by casting with gasifying polystiren patterns**

By casting with gasifying polystiren patterns of certain carbon steel (OT400 - 2, STAS 600 - 82) plates of 200 x 300 mm and 35 - 110 mm thick borided surface layers resulted, having 220 μm in thickness and similar to those resulted after thermochemical treatments.

Metalurgia (45), 1993, nr. 11, p. 44



MORFOLOGIA STRUCTURILOR SILUMINURILOR TURNATE MODIFICATE CU STRONTIU

Dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. I. Chira, ing. Mihaela Pana - Universitatea "Politehnica" Bucuresti
Ing. Irina Paunescu INTEC S.A. Bucuresti

C. Z.: 669.017.3

Cristalizarea siluminurilor eutectice

Dupa cum este cunoscut, solidificarea si respectiv cristalizarea aliajelor lichide sunt puternic influentate de prezenta în sistem a modificatorilor, care preponderent afecteaza fie procesul de germinare, fie pe cel de crestere al cristalului; din acest punct de vedere, sunt abilitati:

a - modificatori tip I, care realizeaza în topitura o suspensie dispersata coloidal si determina astfel o marire fortata, artificiala a numarului de germeni.

Numarul centrilor de germinare Z care apar în unitatea de volum pe unitatea de timp si viteza de crestere V sunt determinate de:

$$Z = K_1 \cdot e^{-E/KT} \cdot e^{-\gamma^2/T \cdot \Delta T} \quad (1)$$

$$V = K_2 \cdot e^{-E/KT} \cdot e^{-\gamma^2/T \cdot \Delta T} \quad (2)$$

unde E este energia de activare, K - constanta lui Boltzman, T - temperatura absoluta, γ - tensiunea supeficiala si ΔT - subracirea.

Conditia de accelerare a procesului de cristalizare o reprezinta compatibilitatea între retelele cristaline ale fazelor de cristalizare si aceste particule greu fuzibile în suspensie;

b - modificatori tip II, care interactioneaza chimic cu topitura în curs de solidificare si determina preponderent morfologia cristalelor, în special a componentilor structurali fragili dispusi acicular sau

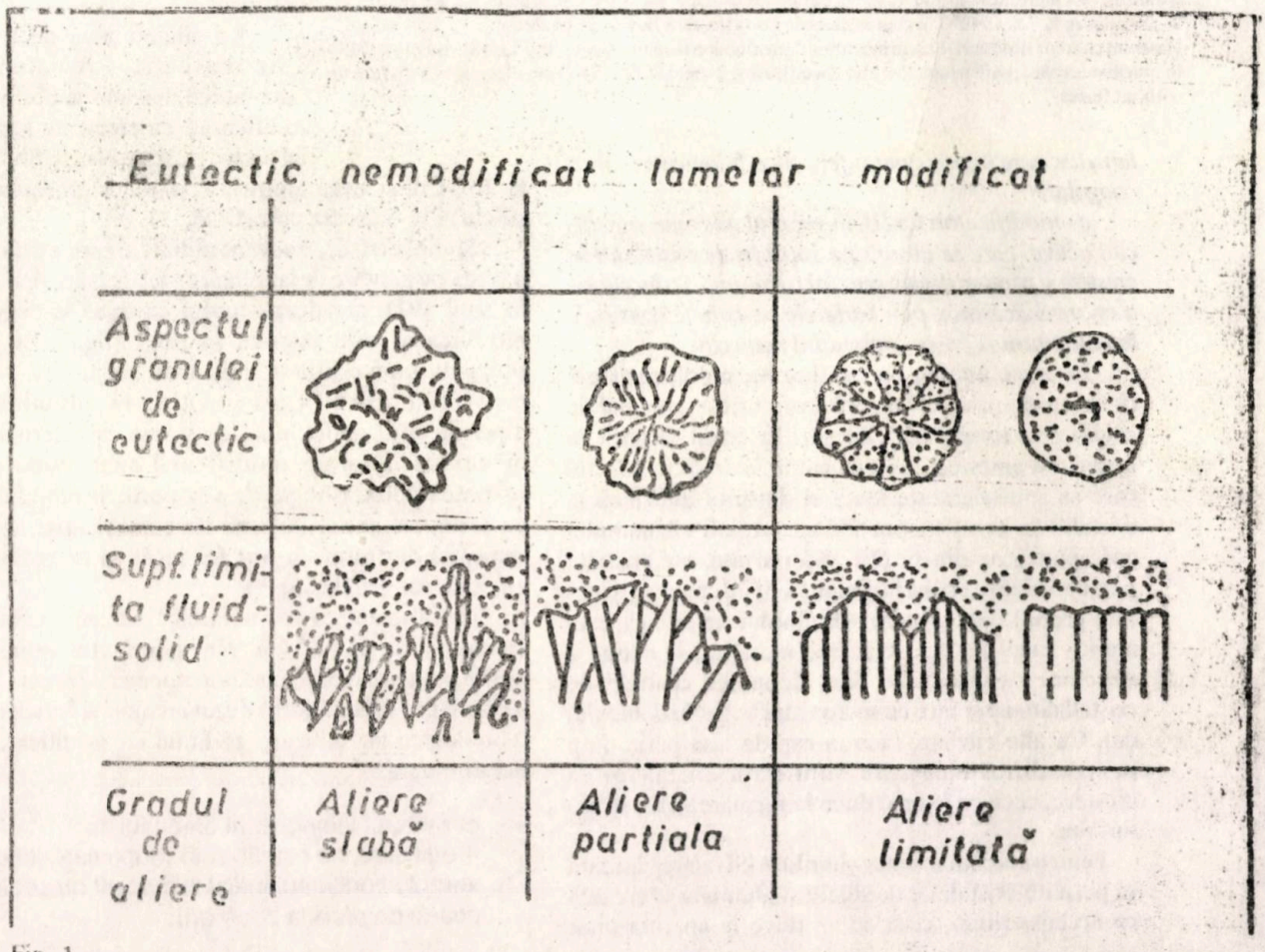


Fig. 1

Reprezentarea schematica a succesiunii de crestere în timp a microcristalelor eutectice de Si α si Siβ, în cazul unei compozitii hipoeutectice simple AlSi

Schematic diagram of the crystallization sequence for Siα_{Al} and Siβ_{Si} eutectic microcristals for [illegible] AlSi alloys

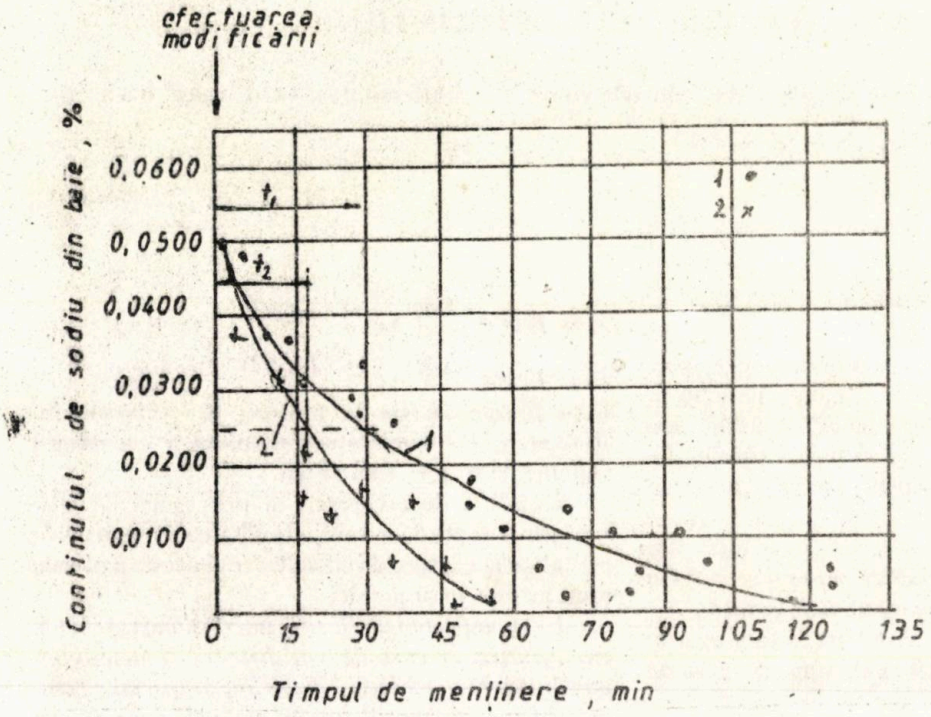


Fig. 2

Variatia în timp a continutului de sodiu la silumin industrial cu 13% Si modificat, în conditiile: 1 - mentinere la 730°C, în cuptor cu creuzet, cu fluxuri de protectie si acoperire; 2 - mentinere la 720 - 740°C în cuptor electric cu vatra, fara fluxuri de protectie

Natrium content time variation in inoculated production silumin, containing 13%Si; 1- held at 730°C in crucible furnace, with protective and cover fluxes; 2- held at 720 - 740°C in electric hearth furnace, without fluxes

lamelar, care în principal sufera fie o fragmentare, fie o coagulare;

c - modificatori tip III, în general adaosuri superficial active, care se absorb pe suprafetele cristalului în crestere si produc deci în general o frânare si o încetinire a cresterii acestuia, prin barierele pe care le constituie între topitura si fetele germenului respectiv.

In mod analog cu influenta modificarii actioneaza asupra morfologiei structurii si schimbul de caldura în timpul solidificarii. In cazul turnarii în forme din amestec, cedarea caldurii de catre lichidul care se solidifica este lenta si datorita difuziunii la cristalul în crestere pot ajunge atomii elementului corespunzator din pozitii îndepartate, iar cristalul poate sa creasca pâna la dimensiuni însemnate (structura groba). Daca viteza schimbului de caldura este mare - cazul turnarii în forme metalice, se obtine o structura cu granulatie fina, deoarece centrele de cristalizare apar într-un sector mai bogat în domeniul dat. Cu alte cuvinte, racirea rapida lasa putin timp pentru difuziunea spre suprafata cristalelor în crestere, ceea ce în final duce la formarea unei structuri fine.

Pentru eutecticul binar simplu AlSi racirea înceata va permite cristalelor de siliciu si aluminiu sa creasca cu aceeasi viteza, ceea ce va duce la aparitia unor cristale grosolane de siliciu, care se pot întinde chiar pe întreaga grosime a peretelui piesei (placi, nervuri).

Racirea rapida va determina o crestere accelerata a cristalelor de aluminiu, ca urmare a proprietatilor termofizice diferite ale acestor materiale:

» conductibilitatea termica: 0,53 cal/cm.s.grd pentru aluminiu si 0,20 cal/cm.s.grd pentru siliciu;

» caldura specifica de solidificare: 94,6 cal/g pentru aluminiu si 337 cal/g pentru siliciu.

Ca urmare, solidificarea se produce din acest punct de vedere, conform schemei din figura 1; rezulta cristalizarea siliciului în formatiuni mai scurte, cu dimensiuni medii mai reduse.

La aliajele aluminiu-siliciu hipoeutectice, rezistentele mecanice maxime se obtin prin modificarea cu elemente superficial active de tipul Na, Sr, Sb, S, Ti, B, Be, Cd; se evita aparitia cristalelor grosolane de siliciu si se finiseaza eutecticul.

Sodiul metalic, frecvent utilizat si care a cunoscut o larga raspândire de la folosirea lui de catre A.PACZ în anul 1921, are dezavantajul ca duce la un efect modificator care dispare în timp (fig.2). In plus, prezenta unui continut ridicat de sodiu favorizeaza cresterea solubilitatii gazelor în siluminurile hipoeutectice, astfel încât cresterea caracteristicilor mecanice datorate modificarii sunt anulate de marimea porozitatii; pe de alta parte, la modificarea cu sodiu metalic se impune un control strict al continutului de fosfor, în asa fel încât sa se obtina un eutectic cât mai fin (fig.3).

Modificarea cu sodiu se face pentru o cantitate calculata de 0,01...0,2% Na; continutul remanent optim pentru o modificare corespunzatoare este între 0,01 si 0,015% Na. Dintre dezavantajele si deficientele tehnologice ale utilizarii sodiului ca modificator se pot enumera:

» caracterul temporar al efectului de modificare, de cca 30 min (dupa care de exemplu continutul initial remanent de sodiu scade de pâna la zece ori);

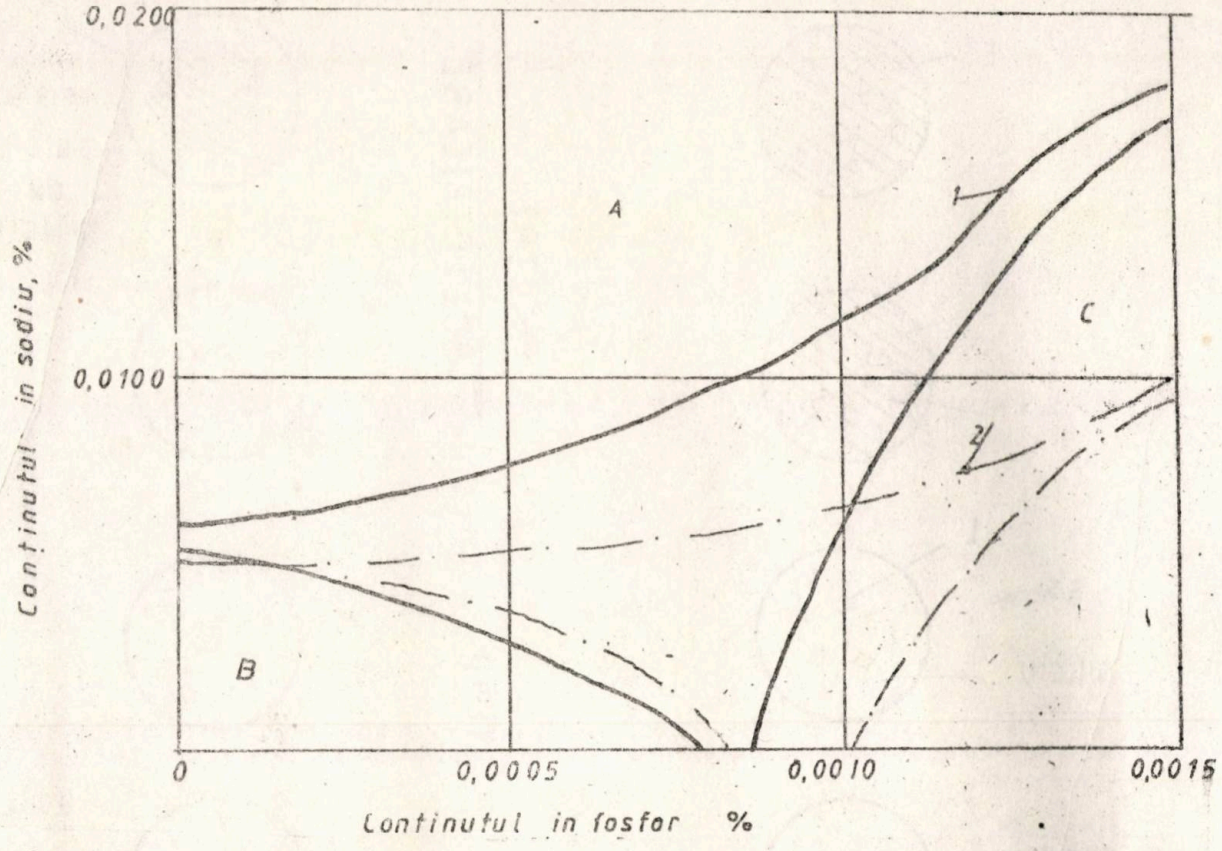


Fig. 3

Nomograma lui P. Nöltig pentru stabilirea caracteristicilor structurilor eutectice la aliajele AlSi, în functie de continuturile de sodiu si fosfor, în cazul turnarii: 1 - în forme din amestec; 2 - în forme metalice; A - structura globulara fina; - structura lamelara; C - structura aciculara sau poligonala groba (granulara)

P. Nöltig nomogram to determine eutectic AlSi alloys structure features depending on natrium and phosphorus contents, cast in 1 - sand moulds; 2 - metal dies; A - fine nodular structure; B - lamellar structure; c - coarse needle or polyhedral structure (grains)

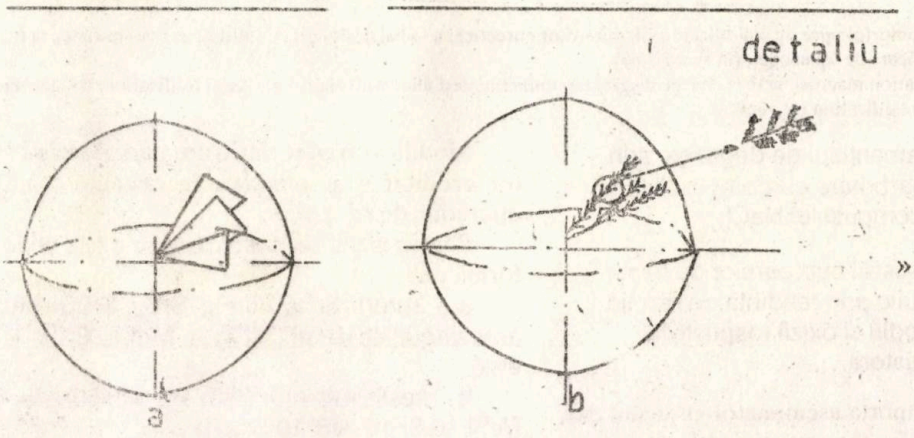


Fig. 4

Reprezentarea schematica a morfologiei eutecticului binar AlSi: a - aliaj nemodificat; b - aliaj modificat

Schematic diagram of AlSi binary eutectic morphology: a - uninoculated alloy; b - inoculated alloy

» randamentul de asimilare, care este reproductibil în raport cu parametrii tehnico-tehnologici greu de stapânit si complecsi, dar înca suficient cunoscuti; apar frecvent structuri submodificate sau supramodificate, în conditiile de modificare aparent constante si care nu permit tehnologului turnator interventii eficiente în timp util;

» prezenta sodiului în sistem, formarea peliculelor groase de oxid la suprafata jetului de aliaj duc la scaderea fluiditatii, reducerea grosimii minime de perete al piesei turnate si marirea tendintei de producere a microstructurilor si porilor în urma reactiilor sodiului cu umiditatea din forme si atmosfera cuptorului;

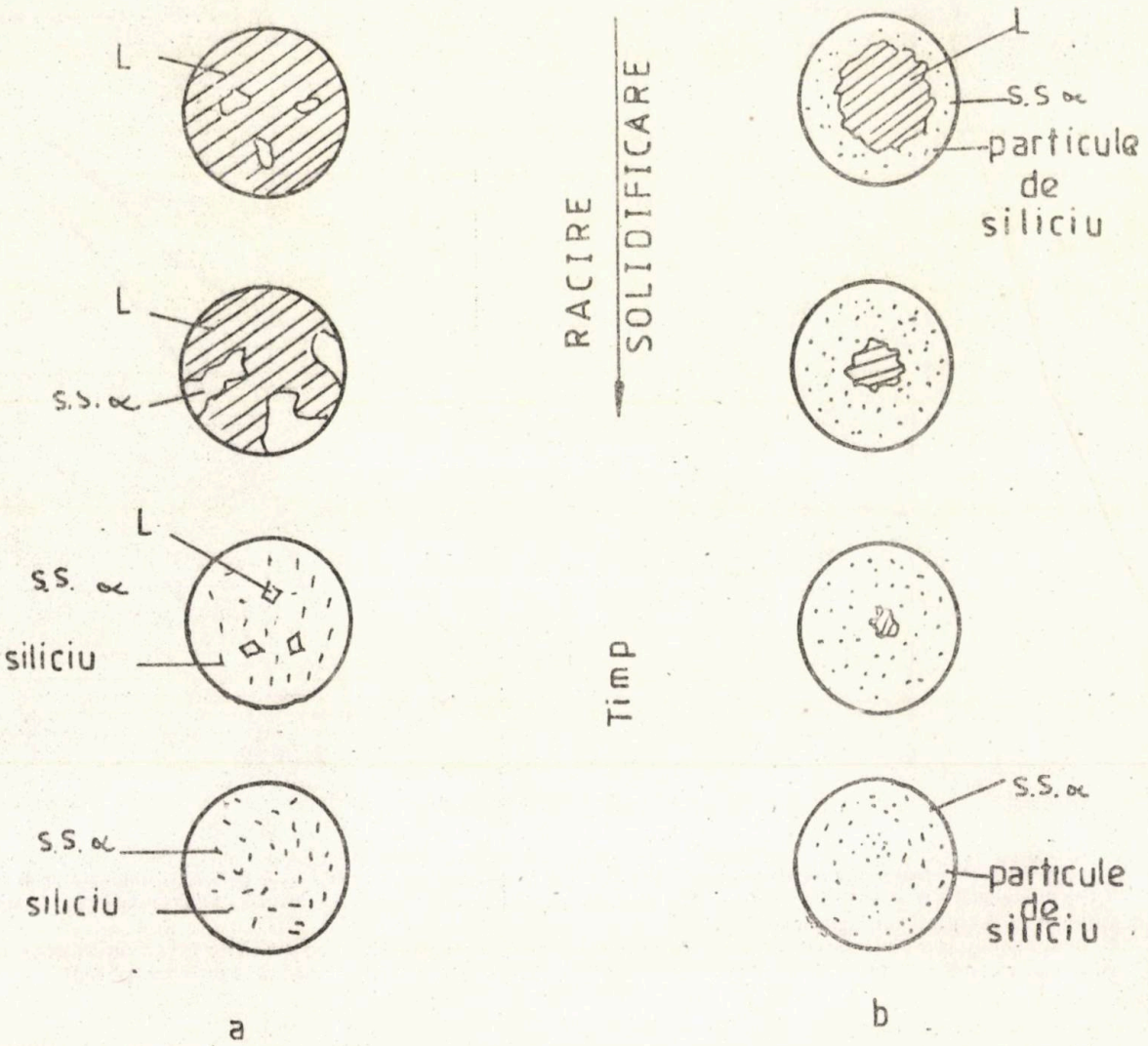


Fig. 5

Schema schimbarii macromorfologice de solidificare a siluminurilor eutectice: a - aliaj nemodificat, solidificare de tip endogen (în volum); b - aliaj modificat, solidificare de tip exogen (în succesiune)

Eutectic silumin solidification macrostructure change diagram:a- uninoculated alloy with endogenuous solidification; b - inoculated alloy with exogenuous - type solidification (sequential)

» scaderea randamentului de degazare prin clorurare sau barbotare cu compusi clorici prin formarea compusului NaCl;

» corodarea captuselii cuptoarelor de mentinere si distributie prin tendinta de reactie chimica între sodiu si oxizii respectivi ai materialului acestora.

Strontiul se comporta asemanator cu sodiul dar, având un efect modificator ceva mai slab, se impune utilizarea lui în cantitati mai mari, de ordinul 0,1...0,5% Sr; are marele avantaj ca, spre deosebire de sodiu care se evapora si se oxideaza intens la temperatura de mentinere a topiturii în vederea turnarii, este mai putin reactiv si efectul modificator, la palierul de 730...740^{0}C, este de ordinul a 4...8 ore (scaderea continutului de strontiu remanent fiind de cca zece ori mai mica decât în cazul sodiului).

Modificarea cu strontiu are partial acelasi caracter ereditar si se mentine în anumite conditii la operatiile de retopire.

Pentru modificare, strontiul se poate utiliza sub forma de :

a - saruri: $SrCl_2$, SrF_2, SrB_2, $SrSO_4$ etc. sau amestecuri de saruri ($SrCl_2$ + $MgCl_2$, $SrCl_2$ + SrF_2 etc.);

b - prealiaje tip AlSr (AlSr 10, SiSr 50) sau AlSrSi (AlSi 16 Sr 10, AlSi 10 Sr10);

c - strontiu metalic, sub forma de pulberi, benzi sau sârma.

Gradul de asimilare al strontiului este de 60-75%.

Studii de microscopie electronica si tehnici de corodare selectiva au demonstrat ca în eutecticele AlSi modificate siliciul se prezinta sub forma de placute fine cu puncte de contact între ele (fig.4); în cazul eutecticilor nemodificate, siliciul creste preponderent sub forma de lamele sau placi grobe.

In figura 5 se reprezinta schematic unul dintre modelele propuse pentru caracterizarea celulei eutectice în cazul siluminurilor obisnuite si modificate. Se observa ca aspectul lamelar al eutecticului apare în cazul unor celule eutectice mari, ceea ce impune existenta unui numar limitat de germeni necesari cristalizarii eutectice.

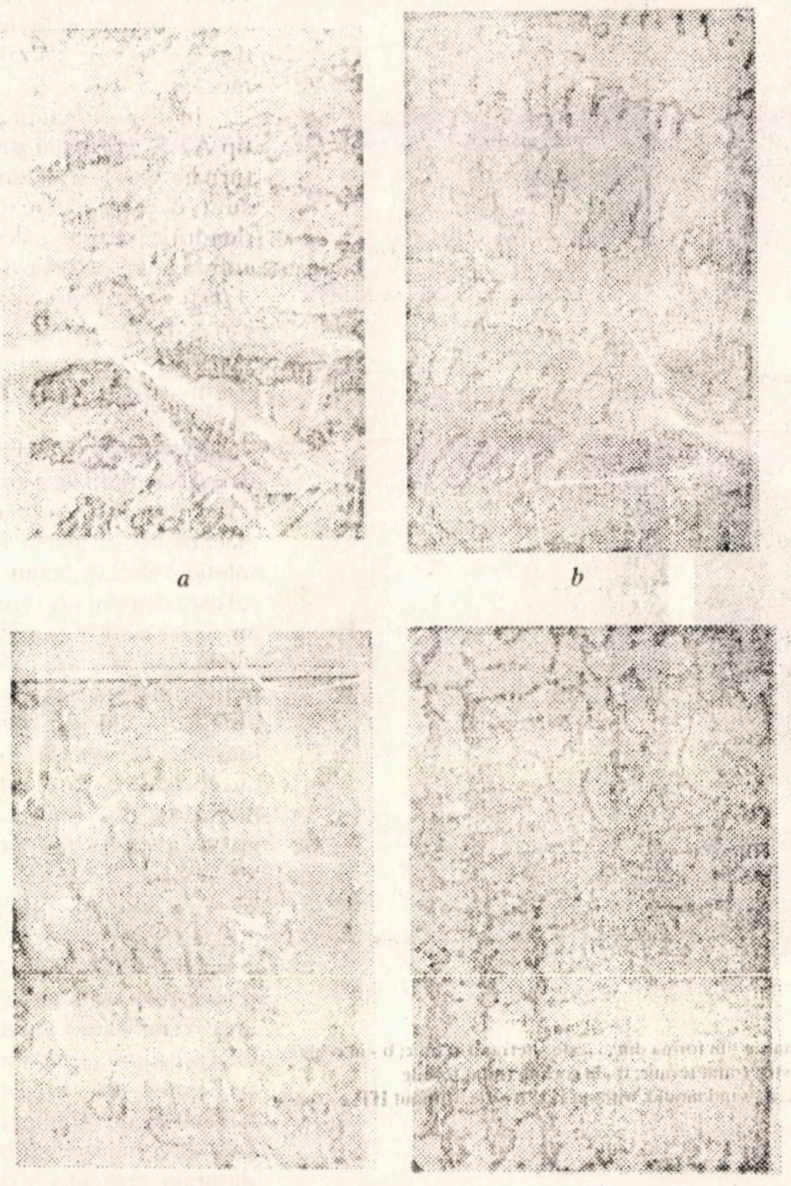


Fig. 6

Silumin nemodificat turnat: a - în forma, din amestec netratat termic; b - în cochila netratat termic; c - în forma din amestec, tratat termic; d - în cochila, tratat termic
Uninoculated cast silumin: a - in sand mould, without HT; b - in die, without HT; c - in sand mould, with HT; d - in die, with HT

Efectul de modificare este determinat exclusiv de schimbarea caracterului de crestere a microcristalelor de siliciu în cadrul celulelor eutectice; în ambele cazuri, atât la eutecticul nemodificat cât si la cel modificat, siliciul este separat în întregul volum al celulei eutectice, sub forma cuplata, cu elemente de continuitate, dar cu diferite grade de compartimentare si compactare.

Modificare cu strontiu

Cercetarile proprii s-au efectuat pe un aliaj tip ATSi 10 Mg STAS 201/1-80, cu compozitia chimica în limitele: 9,18-9,83% Si, 0,28-0,32% Mg, 0,28-0,42% Mn, 0,05-0,07% Cu, 0,37-0,43% Fe, elaborat în conditii industriale. Modificarea s-a realizat cu prealiaj AlSrSi (10% Sr, 7,8% Si, 0,4% Ca, 0,4% Fe), pentru proportii calculate de strontiu de 0,005, 0,01 si 0,03%; probele au fost turnate în forme din amestec (simbol F) si forme metalice din fonta cenusie cu grafit lamelar, vopsite cu o compozitie grafitica (cochile, simbol K).

Prin analiza metalografica optica s-au analizat modificarile structurale în raport cu procesul de modificare (N - nemodificat, M - modificat), cu gradul de modificare (0,005, 0,01 si 0,03% Sr, continuturi calculate) si tratamentul termic (simbol SBT - stare bruta de turnare si T - cu tratament termic o calire aplicata dupa o mentinere de 6 ore la 520°C si respectiv o revenire/ îmbatrânire prin racire în aer dupa o mentinere de 12 ore la 180°C). Atacul metalografic s-a realizat cu solutie de acid clorhidric (0,5 cm^3 HF concentrat 40% în 100 cm^3 apa); microstructurile prezentate sunt realizate la o marire de 200.

In figura 6 sunt prezentate microstructurile probelor ATSI 10 Mg nemodificate; structura specifica dendritica este formata din dendrite de $SS\alpha_{Al}$ între ale caror brate se afla eutecticul $SS\alpha_{Al}$ si $SS\alpha$ Si - siliciu lamelar. In structura turnata (SBT) apar si microcristale de Mg_2Si si Al_6Mn. Marirea vitezei de racire la solidificare finiseaza dendritele de aluminiu, ca urmare a maririi subracirii, cresterii numarului de germeni de cristalizare; dendritele devin mai subtiri, mai numeroase, mai ramificate o data cu micsorarea distantei dintre ramurile acestora si finisarea structurii pe ansamblu. La aceste viteze mari de racire propor-

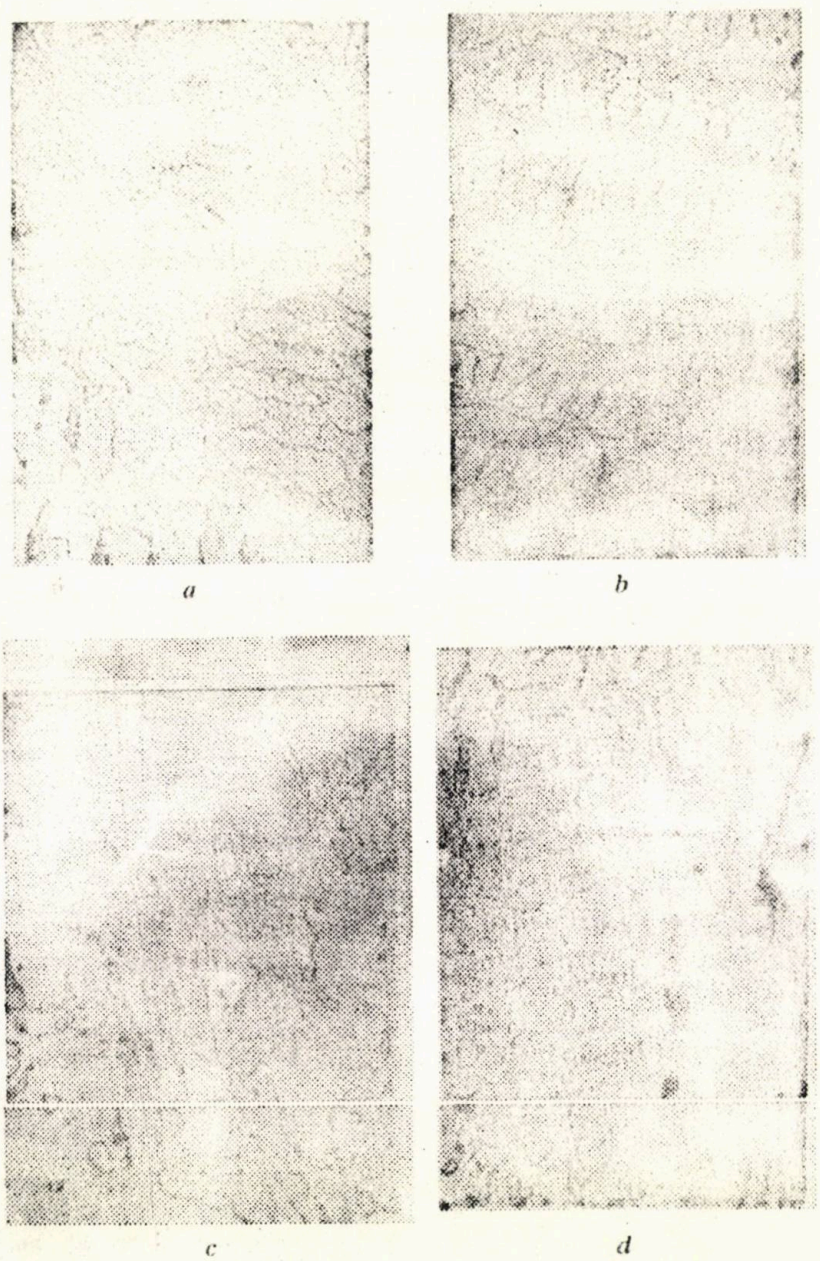


Fig. 7

Silumin modificat cu 0,005% Sr, turnat: a - în forma din amestec netratat termic; b - în cochila netratat termic; c - în forma din amestec tratat termic; d - în cochila tratat termic
0.005% Sr inoculated silumin, cast in: a - sand mould, without HT; b - die, without HT; c - sand mould, with HT; d - die, with HT

tia incluziunilor nemetalice intergranulare se micsoreaza, pe de o parte din cauza maririi caracterului exogen al solidificarii, iar pe de alta parte din cauza temporizarii proceselor de difuzie, care nu mai au timpul fizic necesar sa se produca. Calirea duce la dizolvarea în solutia de aluminiu a compusilor intermetalici de tipul Mg_2Si si la obtinerea acestei solutii solide suprasaturate plastice.

Dupa revenire aceste faze apar sub forma de precipitari fine sferoidizate (globulizate) si coagularile acestor faze sunt dispuse mult mai omogen decât în starea initiala, brut turnata. Concomitent au loc farâmitarea si globulizarea microparticulelor de siliciu eutectic. Dupa revenire apar precipitari fine, sferoidizari (globulizari) si coagulari ale acestor faze intermetalice, dispuse mult mai omogen si care, datorita precipitarii si în principal prin blocarea dislocatiilor, duc la marirea duritatii si rezistentei mecanice.

In microstructura aliajului tip AT Si 10 Mg, în stare brut turnata (SBT si nemodificat) sunt deci prezente cristale dendritice grosiere de solutie solida α_{Al}, eutectic (α_{Al} + $+\beta_{Si}$) cu structura grosiera în care faza β_{Si} are forma aciculara si faze complexe, compozitii variabile tip Al (MnFe)Si.

Eutecticul nemodificat, cu structura realizata prin distribuirea întâmplatoare a plachetelor de siliciu în masa solutiei solide de aluminiu, este cel care determina proprietatile mecanice modeste; cristalele de siliciu, dure si fragile, afecteaza în principal tenacitatea acestor aliaje. Modificarea urmareste în special finisarea eutecticului, apreciata prin divizarea siliciului si uniformizarea repartitiei acestuia.

In figura 7 sunt prezentate microstructurile probelor modificate cu 0,005% Sr; dendritele de aluminiu tind spre ramificarea si subtierea axei principale, concomitent cu procesul de farâmitare. Cresterea dendritelor ramificate de solutie solida α_{Al} este datorata prezentei stronțiului care, absorbit pe suprafata microcristalelor initiale de siliciu, le încetineste acestora cresterea.

Când în eutectic exista înca cristale aciculare de siliciu modificarea este incompleta.

Marirea cantitatii de stronțiu duce la cresterea gradului de finisare a structurii (fig.8, pentru 0,010% Sr), cu o marire corespunzatoare a caracteristicilor mecanice. Dendritele de solutie solida α_{Al} cresc cu forme puternic ramificate, cu axe fine provocând separarea compartimentara a lichidului nesolidificat. Aceasta diferenta între viteza de crestere a aluminiului si cea a siliciului apare ca ur-

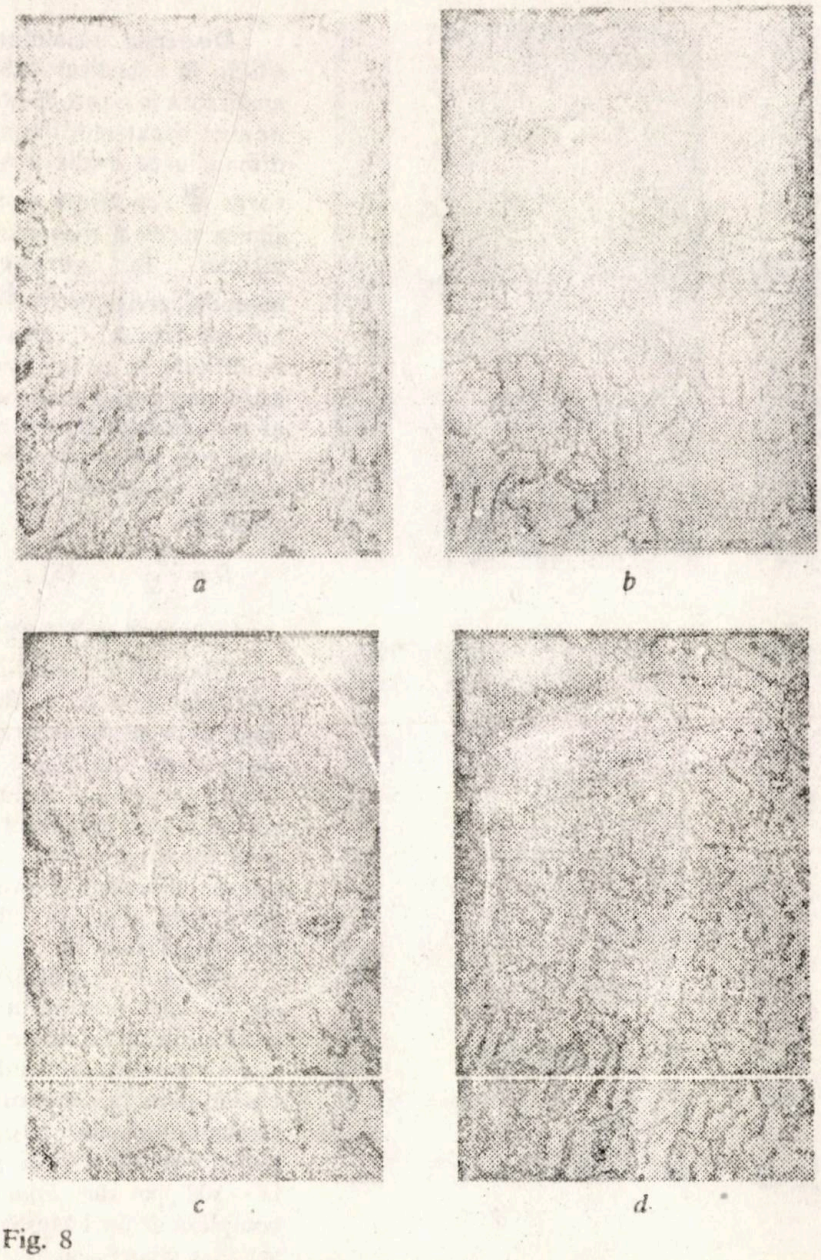


Fig. 8

Silumin modificat cu 0,010% Sr, turnat: a - în forma din amestec netratat termic; b - în cochila netratat termic; c - în forma din amestec tratat termic; d - în cochila tratat termic
0.010% Sr inoculated silumin, cast in: a - sand mould, without HT; b - die, without HT; c - sand mould with HT; d - die, with HT

mare a adsorbtiei stronțiului, pe germenii initiali de siliciu; acest proces de adsorbtie blocheaza cresterea germenilor de siliciu prin aditia de atomi din lichid. Dupa formarea dendritelor dezvoltate, ramificate de aluminiu, siliciul poate creste doar în interiorul microvolumelor de lichid dintre axele acestora; cele doua procese de blocare, o data cresterea germenilor de siliciu si apoi izolarea microvolumelor de lichid, provoaca o dispersie avansata a siliciului.

Continutul crescut de stronțiu este cel la care s-au obtinut structuri modificate convenabile si provoaca aparitia microzonelor grobe, cu faze intermetalice grosolane (de tipul compusului fragil Al_4SrSi_2) (fig.9, pentru 0,03% Sr).

Apar din nou particule mari de siliciu, datorate aglomerarii microcristalelor; formele coalescente ale fazelor indica o supramodificare si aparitia de perturbatii ale procesului de cristalizare. La depasirea cantitatii optime de modificator, structurile supramodificate sunt caracterizate prin prezenta unor borduri groase la limita coloniilor eutectice, produse probabil prin cristalizarea în aceste zone a eutecticului ternar, complex, tip (α_{Al} + + β_{Al} + AlSiSr).

Supramodificarea cu stronțiu poate duce la aparitia în structura a cristalelor mici si închise la culoare de siliciura de stronțiu.

Analizând aspectul microstructurilor probelor modificate si corelând particularitatile microstructurale cu marimile proprietatilor mecanice ale epruvetelor respective, se ajunge la concluzia ca în cazul acestora modificarea corespunzatoare a aliajului tip AT Si 10 Mg se obtine la adaosul calculat de 0,01% Sr.

Modificarea este recomandata în special în cazul pieselor turnate în forme din amestec de formare; compensarea diferentei de viteza de racire la solidificarea în forme din amestec de formare si forme metalice se poate face partial pe seama cresterii cantitatii de modificator, dar stabilirea unor modalitati concrete de procesare necesita înca o serie de cercetari. Cinetica dispersiei siliciului si finisarii eutecticului sunt categoric influentate de procesul de modificare si, de asemenea, prin aceasta se mareste si eficienta tratamentului termic, dar pentru reglarea raportului plasticitate/tenacitate/puritate nu se pune problema numai a unei modificari corespunzatoare ci si a unui tratament termic adecvat, precum si a scopului urmarit.

Prin analiza microroentgenostructurala se poate realiza eficient studiul distributiei elementelor componente si al naturii fazelor din aliajul cercetat. Gradul optim de modificare determina o structura

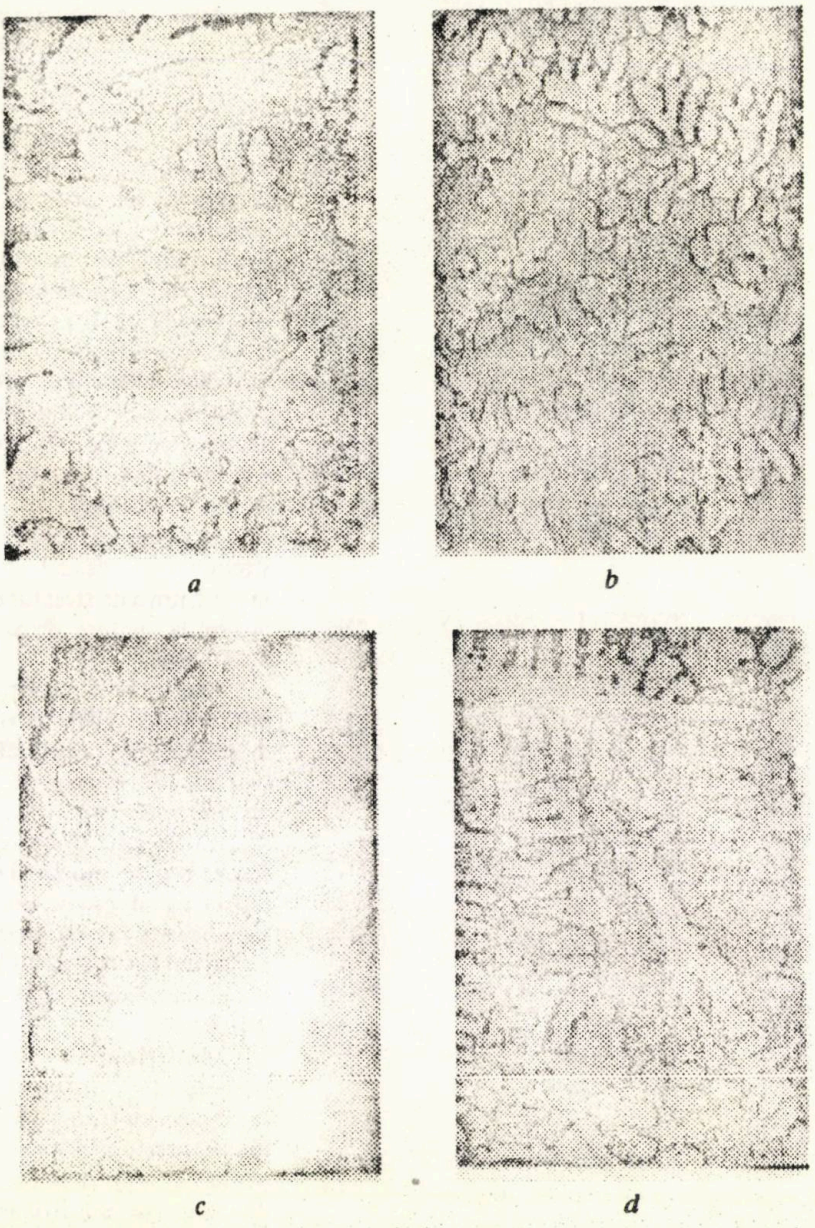


Fig. 9

Silumin modificat cu 0,030 % Sr, turnat: a - în forma din amestec, netratat termic; b - în cochila, netratat termic; c - în forma din amestec tratat termic; d - în cochila tratat termic
0.030 Sr inoculated silumin, cast in: b - die, without HT; c - sand mould, with HT; d - die, with HT

formata din cristale mici de siliciu solide, uniform distribuite pe un fond eutectic globular si faze complexe de tip Al(MnFe)Si, Mg_2Si, AlSiSr.

Dimensiunile grauntilor de aluminiu, respectiv ochiurile (insulele) de dendrita SSα_{Al} sunt cuprinse între 60 si 120 μm; particulele de siliciu din eutectic au marimea medie între 40-160 μm în amestecurile nemodificate si 4-8 μm în cele optim modificate.

Cu ajutorul microsondei electronice s-au localizat zonele de concentrare ale strontiului care corespund unor cristale globulare cu dimensiuni relativ mici, între 2 si 4μm, plasate în regiunile structurale corespunzatoare formatiunilor eutectice $\alpha_{Al} + \beta_{Si}$ cu granulatia medie între 250 si 2500μm, care reprezinta compusi compleesi tip $(SiSr)_xAl_4$.

Dispersia cristalelor de siliciu în eutecticul AlSi se analizeaza în raport de starea nemodificat-modificat si dimensiunea medie a acestora: l_n^{Si} reprezinta dimensiunea medie a cristalelor de siliciu în eutecticul nemodificat si respectiv l_m^{Si} - în cel modificat. Gradul de modificare se caracterizeaza astfel prin gradul de dispersie al eutecticului D_s, apreciat chiar prin schimbarea dimensiunilor cristalelor de siliciu (SSβ_{Si}):

$$D = \frac{\Delta l^{Si}}{l_n^{Si}} \qquad (3)$$

unde $\Delta l^{Si} = l_n^{Si} - l_m^{Si}$

Dimensiunile medii ale cristalelor de siliciu se determina prin micrometrarea la mariri mari de 600/1 sau 1000/1; în figura 10 se indica corelatia între continutul calculat de strontiu introdus si aceste dimensiuni medii, apreciate prin gradul de modificare relativ D.

Efectul modificarii siluminurilor cu strontiu este puternic influentat de prezenta altor elemente, de tipul calciului(chiar la concentratii reduse,de ordinul a~ 50 ppm), stibiului (la adaosuri de pâna la ~ 100 ppm, când apar faze complexe de tipul Mg_2Sb_2Sr) sau titan si bor (când în sistem centrii de cristalizare sunt de tipul $Al_xTi_yB_z$).

Morfologia fazei eutectice SiSr depinde evident atât de concentratia strontiului (la acelasi tip de silumin), cât si de viteza de racire la cristalizare; starea de submodificare este caracterizata de forme structurale: domeniul de amestec, zona sub forma de benzi si sub forma de colonii (fig.11)[3].

Modificarea corecta se obtine la un anumit continut critic de strontiu remanent dar supramodificarea cu segregarea dezordonata a siliciului eutectic nu este atât de severa la depasirea acestui continut critic ca în cazul sodiului.

Efectul de supramodificare cu strontiu se manifesta deci în principal prin schimbarea geometriei cristalelor de siliciu din eutectic, de la forma compacta, globulara, rotunjita la forme aciculare cu coalescenta dendritelor de aluminiu, si

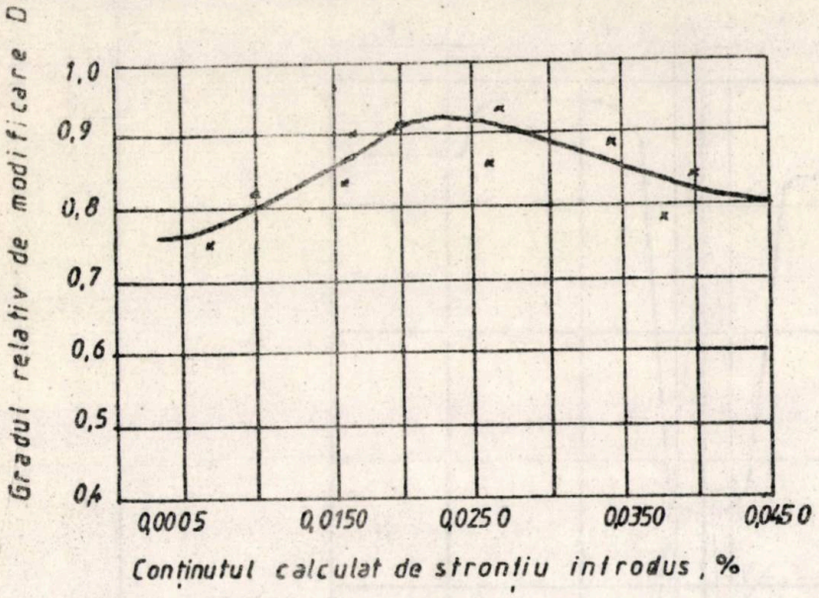


Fig. 10

Influenta cantitatii calculate de stronțiu introdus în topitura asupra gradului de modificare a eutecticului AlSi

The influence of inoculated Sr calculated quantity on AlSi eutectic inoculation degree

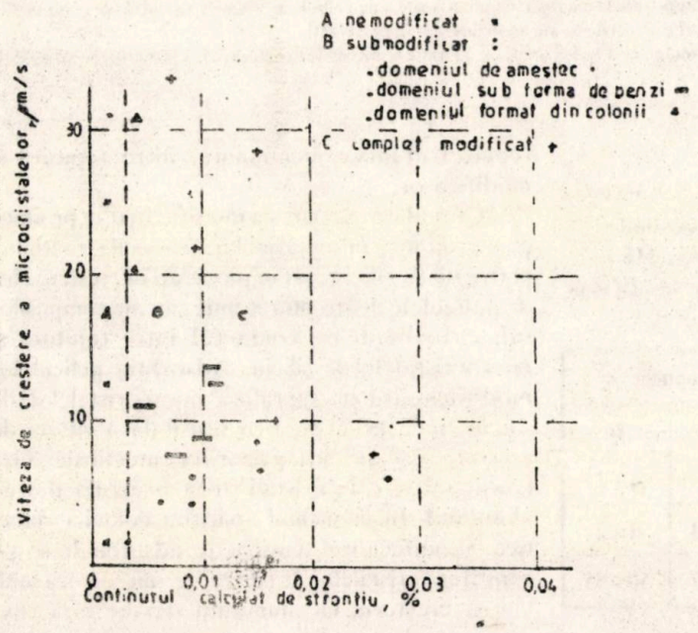


Fig. 11

Dependenta morfologiei fazei eutectice AlSiSr de cantitatea calculata de stronțiu introdusa în topitura pentru modificarea siluminurilor turnate

Al-Si-Sr eutectic phase morphology dependence on inoculated Sr calculated quantity for cast silumin inoculation

apar faze noi, ca de exemplu cristale negre, de forma regulata, bogate în stronțiu. Corespunzator acestor modificari structurale si aparitiei de compusi complecsi bogati în stronțiu (de tipul Al_4Sr, $SrSi_2$, $Al_xSi_ySr_z$ cu dimensiuni medii reduse, de ordinul 10-20 μm) scad caracteristicile mecanice si în special plasticitatea. Din analize microroentgenospectrale ale acestor cristale (fig.12) s-au obtinut rezultatele din tabelul 1, ceea ce permite sa se avanseze ideea unui compus intermetalic complex tip $SrAl_2Si_2$, cu un continut de elemente componente de 32,16 si respectiv 52% [1]. Modificarea cu stronțiu nu influenteaza însa forma si dimensiunile zonelor complexe tip $Al_4(MnSiFe)$, cu structura tip schelet.

Eutecticul ternar modificat AlSi-Sr (cu 12,5% Si) cristalizeaza la 567-568^{0}C; la un aliaj nemodificat SlSi9,5, cristalizarea $SS\alpha_{Al}$ are loc la 576-573^{0}C, iar la eutecticul binar AlSi, la 572-570^{0}C.

Concluzii

Adaosurile de elemente tensioactive modifica simultan dimensiunile, structura interna a graunților dendritici, precum si morfologia eutecticului; o prima ipoteza asupra modificarii siluminurilor consta în ideea producerii unei supraraciri, care în principal cauzeaza marirea numarului de centri de cristalizare. Supraracirea explica corespunzator finisarea dendritelor primare ale solutiei solide la modificarea compozitiilor eutectice si hipereutectice, dar nu satisface în ceea ce priveste procesul de aparitie a unor componenti structurali la modificare sau la fenomenele de supramodificare.

Adsorbtia atomilor modificatorului tensioactiv la limita cristalelor de siliciu din eutectic duce la dispersia acestora prin scaderea energiei superficiale la limita cristal-topitura, mareste stabilitatea germenilor de dimensiuni mici, însa nu motiveaza deplasarea punctului eutectic si structurile specifice submodificarii sau supramodificarii. Teoria coloidala încearca o corelare a structurii starii lichide a topiturii cu procesul de cristalizare la solidificare; considera prezenta elementelor tensioactive ca favorizante ale starilor coloidale ale

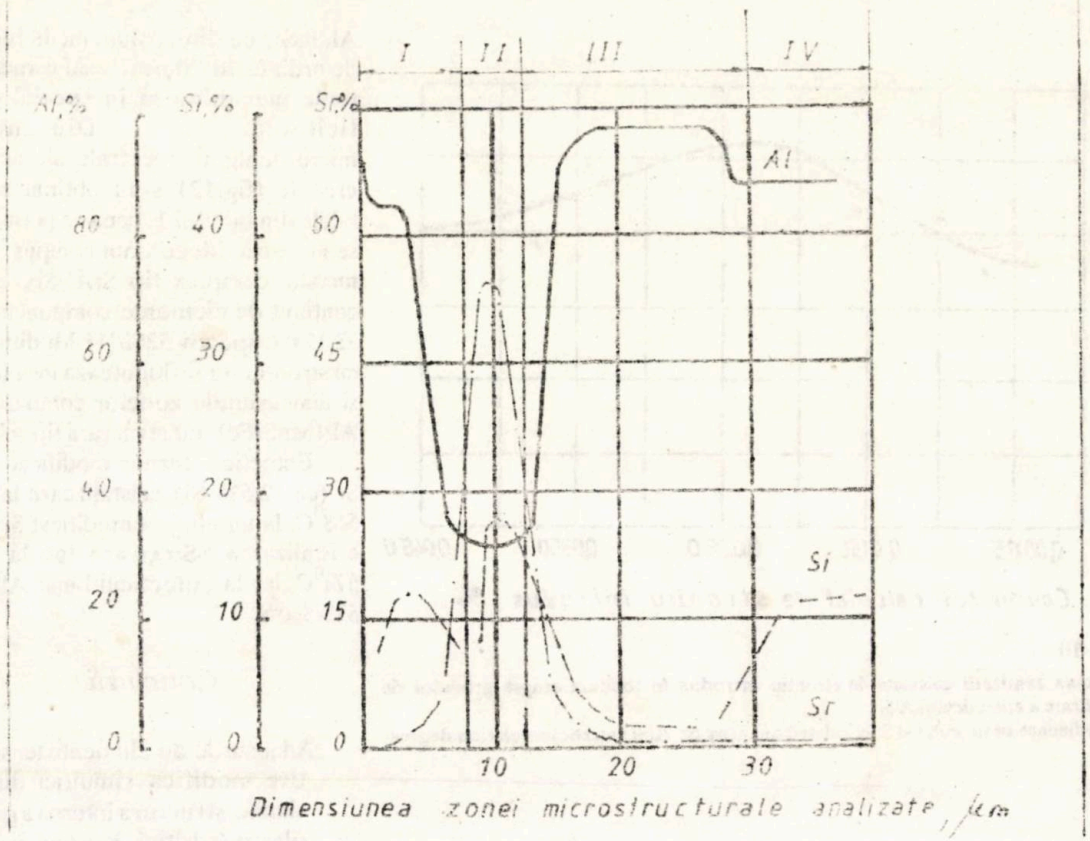


Fig. 12

Reprezentarea schematică a micrografiei imaginii de compoziție la microsonda electronică și profilul curbelor de variație ale compozițiilor elementelor componente pe dimensiunea liniară a zonei microstructurale analizate (pentru x 600)

Schematic diagram of electronic microprobe analysis image and linear analysis variation curves for component elements in investigated microstructural zone (magnification: x 600)

Tabelul 1

Date sinteză... și cu ... corespunzătoare ... eutecticului ternar AlSiSr [1]

Synthetic data on electronic microprobe analysis of **AlSiSr tertiary eutectic** [1]

Zona analizată (fig. 12)	Conținutul elementelor, %		
	Al	Si	Sr
Soluție (III)	95 - 97	1 - 2	1 - 2
Eutectic Al + Si (I, IV)	84 - 86	12 - 14	1 - 2
Compus intermetalic (II)	30 - 32	15 - 17	50 - 55

... Al, AlSi cu ... Si

topiturii, dar satisface mai mult în punct de vedere termodinamic și nu dă cel al cinetici transformărilor și aspectului morfologic al eutecticului.

Aspectele morfologice explică modificarea prin interacțiuni chimice între topitura și modificator și avansează ideea că, în locul eutecticului binar (Al Si), apare un eutectic ternar de tipul (α Al + βSi + $AlSiM_x$) unde $AlSiM_x$ sunt compuși complecși ai reacției chimice menționate, între topitură și modificator.

Cumulativ, se pare că modificarea se produce printr-un mecanism pelicular; în cazul stronțiului, germenii de siliciu sunt împiedicați în creșterea lor de peliculele de stronțiu atomic sau ale compușilor săi, care limitează contactul între topitura și microcristalele de siliciu. Adsorbția peliculelor modificatoare pe suprafața microcristalelor de siliciu duce la micșorarea sensibilă a vitezei de creștere a acestora și la apariția eutecticului; faza conducătoare la cristalizarea acestuia devine aluminiul. În momentul apariției coloniei eutectice, modificatorul tensioactiv adsorbindu-se pe suprafața cristalelor de siliciu, se micșorează mult viteza creșterii, iar aluminiul devine faza conducătoare la cristalizarea eutectică.

Dendritele de aluminiu, dezvoltându-se în condiții de supraracire și sub influența de reținere a impurităților modificatorului sau compușilor complecși ai acestuia, capătă proprietatea de a crește sub forma de cristale puternic ramificate, cu axe extreme de finețe, care separă lichidul într-un șir de microvolume, în fiecare delimitate-compartimentate în spațiile interaxiale ale dendritelor.

Cristalizarea siliciului în ascensiunea microvolume duce tocmai la dispersarea lui puternică.

Ca urmare, cauza primordiala a dispersarii siliciului în siluminuri nu va fi blocarea cresterii lui de catre peliculele de modificatori, ci blocarea si limitarea cresterii lui de catre spatiile interaxiale ale dendritelor unde el cristalizeaza datorita formei deosebite de cristalizare a fazei conducatoare (deci a aluminiului) sub actiunea modificatorului tensioactiv.

BIBLIOGRAFIE

[1]. **Semenova O.N** s.a.: *Mehaniceskie i liteinâie svoistva modifitirovannâh strontiem medistâh i tinkovistâh siluminov.* In: Liteinoe proizvodstvo, nr.6, 1988, p.11

[2]. **Zalipova I.N.** s.a.: *Kinetika okisleniia strontiia v Al-Si rasplave.* In: Liteinoe proizvodstvo, nr.10, 1974, p.20

[3]. **Clapham Smith P.**: *Morphologie der eutektischen Siliciumphases.* In: Acta Metallurgica, vol.37, nr.1, 1989, p.303

REVISTA REVISTELOR

ALUMINIUM, GERMANIA, 1993, Vol.69, Nr.3

Optimism privind industria americana de aluminiu în anul 1993, p.183

Economie

Situatia curenta, p.188
Alcan Deutschland GmbH: bilant pozitiv în 1992, p.190
O capacitate dublata: Alba, în prezent cea mai mare capacitate de elaborare, p.192
Noi membri ai Centralei Aluminiului: Alusuisse Schweizerische Aluminium AG, p.191
U.S.A.: radiatoare din aluminiu pentru automobile, p.198
Concernele americane de aluminiu obtin cele mai bune rezultate, p.198
Norvegia: taxe obligatorii pentru productia din aluminiu, p.200
Despre închiderea capacitatilor la Inespal; o problema înca incerta, p.200
Programul de reorganizare a industriei metalelor din Austria, conform planului de productie, p.201
Reportaje, p.201

Interviuri

Hueck W.: O retrospectiva asupra prelucrarii calitative ecologice a aluminiului, p.220

Arta si design

Sculpturile exprima forma si materie, p.228

Evenimente

Congresul EAST 1992: tratamentul de suprafata al aluminiului si al celorlalte aliaje usoare, p.230

FORUM

Reportaje personale, p.240
Protectia asupra importurilor de aluminiu din C. S. I., p.242
Locatia devine o problema, p.242

Reciclare

Cresterea infrastructurii britanice pentru colectarea cutiilor din staniu, p.243
Utilizarea materialelor reciclabile din automobile, motociclete, p.244
Utilizarea autovehiculelor vechi, p.245
Sistemul Dual German realizat în Republica Federala, p.245
Masurile verzi ("Grüne Punkte"), care vor costa mai mult de trei ori în anul 1995, p.245

CARACTERISTICI DOMINANTE ALE PROCESULUI DE RESTRUCTURARE DIN INDUSTRIA SIDERURGICA IN TARILE VEST- SI EST- EUROPENE

Ec. A. Toia - S. C. ICEM S. A. Bucuresti

C. Z.: 669.14

Momentul declansarii proceselor de restructurare a industriei siderurgice din tarile vest-europene se situeaza la mijlocul deceniului 8, fiind determinat în buna masura de socurile petroliere.

Dincolo de momentele de inflexiune respective, debutul si derularea actiunilor de restructurare din siderurgie s-au încadrat în procesul mai larg de transformare si modernizare al industriei, economiei si societatii din tarile vest-europene, aflate într-un proces de tranzitie spre societatea post- industriala.

- Restructurarea siderurgiei a avut loc în cadrul unor cicluri economice normale "dezvoltare-echilibru-recesiune-echilibru- dezvoltare", în care celelalte ramuri, ca si economia în ansamblul sau, functionau normal.

- Mecanismele de piata, îndelung rodate si perfectionate, asigurau competitia si concurenta necesara orientarii si corectarii deciziilor de restructurare si modernizare.

Toate componentele pietei - piata de capital, piata produselor si piata fortei de munca - functionau dupa legi specifice si corelate.

- Sistemul monetar a asigurat convertibilitatea reciproca a tuturor valutelor din aceste tari, dupa diferite scheme, de la perioada la perioada, ceea ce a permis evaluarea si masurarea corecta a cererii de pe pietele interna si externa.

- Procesul de restructurare din siderurgia tarilor vest-europene a fost un proces elaborat si pregatit în timp si din timp. El a fost lansat dupa o perioada suficienta de analiza a diferitelor variante, a continutului si impactului acestora asupra principalelor mecanisme si relatii din ramura si din economie.

- Se poate afirma ca procesul de restructurare în aceste tari a fost un proces dirijat, etapizat în functie de obiective si resurse si puternic sprijinit atât pe plan national, cât si pe plan international.

- Statul a subventionat masiv acest proces, fie direct prin alocare de fonduri de la buget, bazat pe resurse sigure si în crestere ca urmare a situatiei economice generale, fie mediat prin asistenta primita în cadrul programelor comunitare si internationale, fie indirect, prin politici fiscale si comerciale protectioniste.

Se confirma si în acest caz ca, în perioadele de criza sau dificultati din tarile vest-europene, rezolvarea problemelor s-a facut prin cresterea rolului statului pâna la rezolvarea si stabilizarea situatiei.

- Este evident ca niciuna din aceste caracteristici si conditii nu exista în tarile est-europene în general si în România în special, având în vedere caracterul violent al rasturnarii dictaturii politice si economice si lipsa experientei istorice de trecere de la sistemul socialist hipercentralizat la capitalismul modern.

Spre deosebire de ceea ce s-a petrecut în tarile din Vestul Europei, în Est pot fi subliniate urmatoarele aspecte principale:

- Dificultatile uriase ale acestei perioade trebuie rezolvate în conditiile slabirii rolului statului, datorita procesului de descentralizare si automatizare a deciziei.

- Procesul de reforma a cuprins simultan toate domeniile - politic, economic, social si juridic, ceea ce imprima un dinamism accelerat, nesiguranta si instabilitate, cu efecte negative asupra posibilitatilor de evaluare corecta a consecintelor.

In aceste conditii, elaborarea unei strategii nationale, de ramura sau de firma, se izbeste de obstacole aproape insurmontabile.

- Procesul de restructurare din siderurgie are loc concomitent cu procesele de restructurare din celelalte ramuri ale industriei si economiei, ceea ce face practic imposibile corelarea si organizarea actiunilor si masurilor.

- Procesul este lasat liber. El se desfasoara spontan, uneori haotic, anarhic si necontrolat, sub actiunea unor factori negativi, precum:

- existenta unei piete de monopol a producatorilor;
- prabusirea pietei interne si a pietei est-europene a consumatorilor de otel;
- lipsa de capital;
- neconvertibilitatea externa a monedelor nationale;
- lipsa de manageri calificati;
- somajul în crestere;
- desele seisme sociale,

care reprezinta tot atâtea piedici majore în calea procesului de restructurare.

La toate acestea se adauga si factori si conditionari specifice - cum sunt cele privind importul de materii prime si energie, decalajul tehnologic si problemele ecologice.

Practic, procesul de restructurare a industriei siderurgice trebuie realizat în urmatoarele conditii si restrictii, extrem de dificil de depasit:

» fara sprijinul Statului, lipsit de resurse si obligat de factori interni si externi la o liberalizare primitiva;

» fara o strategie elaborata din timp;

» fara capital intern (inexistent) si extern (greu de atras);

» fara devize (valuta);

» fara protejarea productiei si pietei interne;

» fara manageri pregatiti pentru economia de piata;

» fara asistenta externa, care este mereu amânata;

» în conditiile severe ale concurentei cu producatorii din tarile vest-europene, unde procesul de restructurare este practic încheiat, în timp ce în tarile est-europene, inclusiv România, acest proces este înca la început.

Adica de fapt exact invers fata de ceea ce s-a întâmplat în tarile vest-europene.

REVISTA REVISTELOR

ALUMINIUM, GERMANIA, 1993, Vol. 69, Nr. 3

Tehnologie

Compania de management Hoogovens, p.246
Racirea convectiva a semiconductoarelor din aluminiu, p.247

Cercetare

Prelucrarea finala a aliajelor Al-Si cu extractia particulelor de Si la suprafata, p.254
Sisteme de ungere pentru laminarea foliilor din aluminiu (partea a II-a), p.259
Rezistenta la rupere pentru aliajele din aluminiu (partea I), p.263
Comportarea la oxidare a aliajelor AlSiMg.

ALUMINIUM, GERMANIA, 1993, Vol. 69, Nr.4

Cine cu cine se aliaza? p.283

Actualitatea economica

Situatia curenta, p.288
VIAG'S - o dezvoltare relativ stabila în anul 1992, p.290
Conferinta Asociatiei producatorilor de semifabricate din aluminiu, p.296
Profiturile grupului Alusuisse-Lonza în 1992, p.296
Dividende mari la Alcatel în 1992, p.296
Comalco din nou spre profit, p.296
Reportaje, p.298

Evenimente

Conferinta Internationala Arabel'92. Perspective, p.324

FORUM

Reportaje personale, p.329
Comentarii: oscilatii între optimism si pesimism, p.330

Arta si design

Intrausete într-un loc comun, p.332

SCURTA PREZENTARE DE ANSAMBLU A EVOLUTIEI INDUSTRIEI SIDERURGICE ROMÂNESTI ÎN PERIOADA 1945 - 1992

Ec. Irina Jula , ec. A. Toia - S. C. ICEM S. A. Bucuresti

C. Z.: 169.17

Perioada 1945 - 1989

Reconstructia siderurgiei românesti a început imediat dupa cel de-al II-lea razboi mondial pe platformele industriale traditionale, fiind realizata în principal în colaborare cu fosta U.R.S.S.

Începând cu anii '60 la dezvoltarea siderurgiei românesti au participat, pe lânga fosta U.R.S.S., si parteneri din Europa de Vest, Japonia, S.U.A. Capacitatile noi realizate au avut la baza o conceptie tehnologica moderna pentru etapa respectiva.

Se poate afirma ca în perioada 1975-1980 industria siderurgica româneasca s-a situat la nivelul tarilor dezvoltate.

In conceptia economica a tarilor din estul Europei constructia de masini, si în general industria grea, a fost considerata ca pilon si motor principal al dezvoltarii economice. In aceste conditii, siderurgia, ca furnizor de metal aproape unic al economiei nationale, a devenit o ramura de baza a economiei românesti.

In lipsa materiilor prime, energetice si de combustibil din tara, conceptia de dezvoltare a siderurgiei românesti s-a bazat pe import masiv de minereu de fier, carbune cocsificabil si gaz metan. La aceasta s-au adaugat si dificultatile în asigurarea energiei din tara, mai ales dupa socurile petroliere din deceniul 8.

Orientarea spre o productie ridicata de otel (de 15-20 mil.t/an) a dus la realizarea de noi investitii pentru capacitati de productie astazi excedentare. Au fost, total sau partial, ignorate prognozele si tendintele existente pe plan mondial privind nivelul, calitatea, structura, gradul de prelucrare si competitivitatea produselor. In plus, în perioada 1980-1989, contactul cu principalele firme din vest, furnizoare de utilaje, a fost practic întrerupt. Siderurgia româneasca nu a mai putut pastra ritmul de perfectionare si introducere a noilor tehnologii de fabricatie. Situatia s-a agravat si mai mult datorita hotarârii adoptate privind asigurarea pieselor de schimb numai de pe piata interna, orientare care s-a dovedit neadecvata functionarii utilajelor la parametri calitativi corespunzatori.

Din aceste cauze, din punct de vedere al structurii si calitatii productiei, siderurgia româneasca, în ansamblu, se situeaza sub nivelul mondial, cu unele exceptii. Desi majoritatea capacitatilor de productie au fost realizate în ultimii 20 de ani, decalajul tehnologic fata de siderurgiile modernizate în ultimul deceniu (Franta, Spania, Italia etc.) este apreciabil - de la cca 5 ani la unele produse si tehnologii, pâna la cca 10-15 ani la altele; acest decalaj priveste atât procedeele si tehnologiile de fabricatie, cât si constructia agregatelor si mai ales echiparea cu aparatura de masura si control pentru conducerea automata a proceselor tehnologice. Cu toate aceste dificultati si deficiente, siderurgia continua sa fie o ramura de baza în structura economiei nationale.

Productia de otel s-a dezvoltat excesiv, dublându-se în deceniul al 8-lea, de la 6,5 mil.t în 1970 la 13,1 mil.t în 1980, fara o corelare corespunzatoare cu principalii factori de influenta (cerintele de eficienta ale economiei nationale, resursele de materii prime si energie, tendintele manifestate pe plan mondial). In deceniul al 9-lea, ritmul de crestere al productiei s-a încetinit mult, iar în anii 1988-1989 productia de otel a stagnat (cca 13,4 mil.t), în principal datorita consumurilor materiale si energetice mari, limitarii severe a importului de materii prime si înrautatirii performantelor tehnologice.

Dupa anul 1970, structura tehnologica a productiei de otel a României s-a modificat prin aparitia convertizoarelor cu oxigen si reducerea treptata a otelului Martin, într-un ritm mai lent însa decât evolutia pe plan mondial.

Un ritm similar se constata si la introducerea procedeelor de tratare a otelului în afara cuptorului si de turnare continua, ponderea acestor procedee fiind de 2-4 ori mai mica decât în tarile cu siderurgie moderna.

Productia de laminate finite pline a evoluat corelat cu productia de otel brut, realizându-se o scoatere medie anuala scazuta, între 75% în 1980 si 76,5% în 1989.

Productia de tevi a avut si ea o evolutie ascendenta atingând 1,38 mil.t în 1989. Din anii '70 a început fabricatia de tevi sudate care, dupa 1975, au ajuns sa reprezinte 40-50% din productia totala de tevi.

Importul de produse siderurgice s-a dublat în perioada 1960 - 1975 si a început sa se diminueze mult dupa anul 1975, ajungând ca în anul 1989 sa fie aproximativ jumatate din importul realizat în anul 1965 (când reprezenta cca 30% din consumul aparent de produse siderurgice). Ca structura importul a cuprins în general produse de înalta prelucrare si aliate superior, dar si semifabricate pentru tevi si sine grele.

Exportul de produse siderurgice s-a triplat în perioada 1965 - 1970. Dupa o diminuare în perioada 1970-1975, a început din nou sa creasca, ajungând în 1985 cu cca 60% mai mare decât în 1980, iar în 1989 cu 15% mai mare decât în 1985.

Tabelul 1

Evolutia productiei siderurgice in România
Romanian iron and steel production development

mii tone; %

Specificatie	ANII									
	1965	1970	1975	1980	1985	1989	1990	1991	1992	1992/1989, %
PRODUCTIE										
Cocs metalurgic	1135	1070	2277	3033	4743	5322	3700	2387	2642	50,7
Fonta	2019	4210	6602	9012	9212	9052	6355	4525	3111	33
Otel	3179	6079	8871	12340	12761	13414	9106	6638	5029	37,5
- Martin	3074	3976	4708	4799	4122	3479	2103	1288	890	25,6
- electric	105	232	596	1798	1946	2476	1729	1475	1312	53,0
- de convertizor	-	1871	3568	5743	6693	7459	5274	3875	2827	37,9
Ponderea otelului TC, %	-	-	0,04	18,1	32,0	36,7	38,8	37,3	44,8	45,8
Laminate finite pline din care :	2347	4504	6810	9319	9900	10263	6787	5163	3841	37,4
Produse lungi	...	3027	3464	4961	5479	5257	3269	2550	1911	36,4
- lam. grele si tagle pt. tevi si forja	623	953	1070	1622	1567	1435	822	618	463	32,2
- lam. mijlocii si usoare	1217	1701	2288	3315	3854	3801	2437	1927	1445	38,3
- bandaje si discuri	...	35	37	25	58	21	10	5	3	14,3
Produse plate	...	1477	3346	4358	4421	5006	3518	2613	1930	38,6
- table si benzi groase si mijlocii LC cu gros. de 3 si peste 3 mm (inclusiv platbanda)	147	1278	2889	3694	3854	4296	3008	2168	1604	37,3
- table subtiri si benzi late LC	185	199	457	664	567	710	510	445	326	45,9
Table si benzi LR	14	16	584	770	835	1068	755	659	441	41,3
Table si benzi zincate	54	72	97	165	80	76	64	35	40	52,6
Sârme trase la rece	176	339	556	719	604	545	411	315	198	36,3
Tevi	586	76	1153	1464	1513	1383	1057	633	447	32,3
- tevi fara sudura	453	572	685	743	826	806	498	288	257	31,9
- tevi sudate	133	195	468	721	687	577	559	345	190	32,9
IMPORT	1196	1511	1697	1214	838	619	562	243	85	13,7
- Laminate pline	1116	1405	1615	1088	794	563	539	231	77	13,7
- Tevi	80	106	82	126	44	56	23	12	8	14,3
EXPORT	577	1578	1319	1665	2731	3202	1863	1208	1676	52,3
- Laminate pline	342	1278	1003	1235	2321	2791	1731	1142	1548	55,4
- Tevi	235	300	316	430	410	411	132	854	128	31,1

NOTA : Productia de otel reprezinta numai realizarile din uzinele metalurgice apartinând Departamentului Industriei Metalurgice
SURSA : Anuarul Statistic România
Banca de date EAST STEEL TRENDS - ICEM S.A.
Prelucrari IRCSID

Exportul românesc de produse siderurgice a fost orientat în general spre produse cu un grad redus de prelucrare (table groase, otel beton si profile), ponderea produselor prelucrate fiind în scadere (ex.tevi - de la 40,7% în 1965 la 12,8% în 1989). In aceste conditii pretul mediu la export a fost cu 50 - 100$/t mai mic decât cel de import.

Perioada 1990 - 1992

Situatia siderurgiei din România este mai grava decât în alte tari est-europene. La scaderea rapida si considerabila a productiei si exportului se adauga o întârziere cu cel putin doi ani a accesului la sprijinul financiar si tehnologic, imperios necesar, al tarilor dezvoltate si al organismelor de asistenta economica internationala.

Nivelul productiei la principalele grupe de produse siderurgice în anii 1990 si 1991 este prezentat în tabelul 1.

In aceasta perioada evolutia industriei siderurgice românesti a fost caracterizata prin urmatoarele tendinte principale:

- In contextul declinului general si accentuat al economiei si industriei românesti, în anul 1990 productia de otel brut a industriei siderurgice a scazut la 9,1 mil.t (cca 70% din productia anului 1989), iar în anul 1991 scaderea productiei a continuat, atingând un nivel de 6,64 mil.t otel (cca 50% din productia anului 1989).

In anul 1992 productia de otel brut a continuat sa scada, ajungând la nivelul de 5029 mii t (cu 24,5% mai mica decât în 1991), reprezentând numai 37,5% din productia anului 1989.

- In corelatie cu dinamica negativa a productiei de otel se constata scaderea productiei la principalele grupe de produse siderurgice cu cca 25-30%, în anul 1990, comparativ cu nivelele înregistrate în anul 1989 (cu exceptia productiei de laminate grele la cald, unde scaderea a fost de peste 40%).

Scaderea productiei de produse siderurgice a continuat si în anul 1991, cu înca 20-25%, comparativ cu anul 1990 (scaderi mai mari, de cca 40%, s-au înregistrat la productia de tevi fara sudura).

Comparativ cu nivelele înregistrate în anul 1989 scaderea productiei în anul 1991, pe ansamblul productiei siderurgice, a fost cuprinsa între 40 si 50%.

In anul 1992 productia de laminate a continuat sa scada (cu 25% fata de anul 1991), reprezentând 37,4% din productia anului 1989.

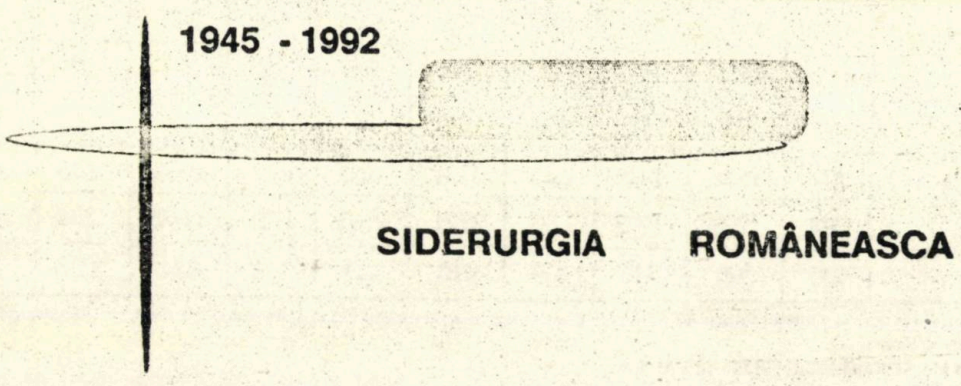
Modificari semnificative au aparut si în structura productiei principalelor grupe de produse siderurgice, asa cum rezulta din datele prezentate în tabelul 1.

In ceea ce priveste exportul de produse siderurgice, se remarca faptul ca, desi structura exportului pe principalele grupe de produse siderurgice a ramas aceeasi în anul 1991 comparativ cu 1990, volumul exportului a scazut cu cca 35% în anul 1991 fata de anul1990, datorita declinului productiei si pierderii unor piete traditionale. In anul 1992 exportul a crescut cu 38,7% fata de anul 1991, fiind de fapt singurul indicator cu dinamica pozitiva în evolutia siderurgiei dupa anul 1989.

Cauzele principale ale rezultatelor si tendintelor înregistrate au fost urmatoarele:

- lipsa fondurilor valutare pentru importul de materii prime;
- dificultatile energetice;
- scaderea cererii interne de metal;
- situatia capacitatilor de productie din siderurgie;
- decalajul tehnologic din sectoare - cheie ale productiei siderurgice;
- modificarea structurilor organizatorice la nivel national, în ramura si unitatile de productie;
- probleme motivationale si sociale cu forta de munca.

La aceste cauze s-a adaugat continuarea declinului productiei principalelor ramuri consumatoare de metal (pe ansamblul industriei, scaderea productiei a fost în anul 1990 de cca 20%, în anul 1991 de cca 18%, iar în anul 1992 - 23% fata de anul precedent), precum si prabusirea pietei CAER, care a limitat drastic exportul direct si - în special - indirect de produse siderurgice.



CORELATII ALE PRINCIPALILOR INDICATORI

Ec.Irina Jula S. C. ICEM S. A. Bucuresti

C.Z.:169.14

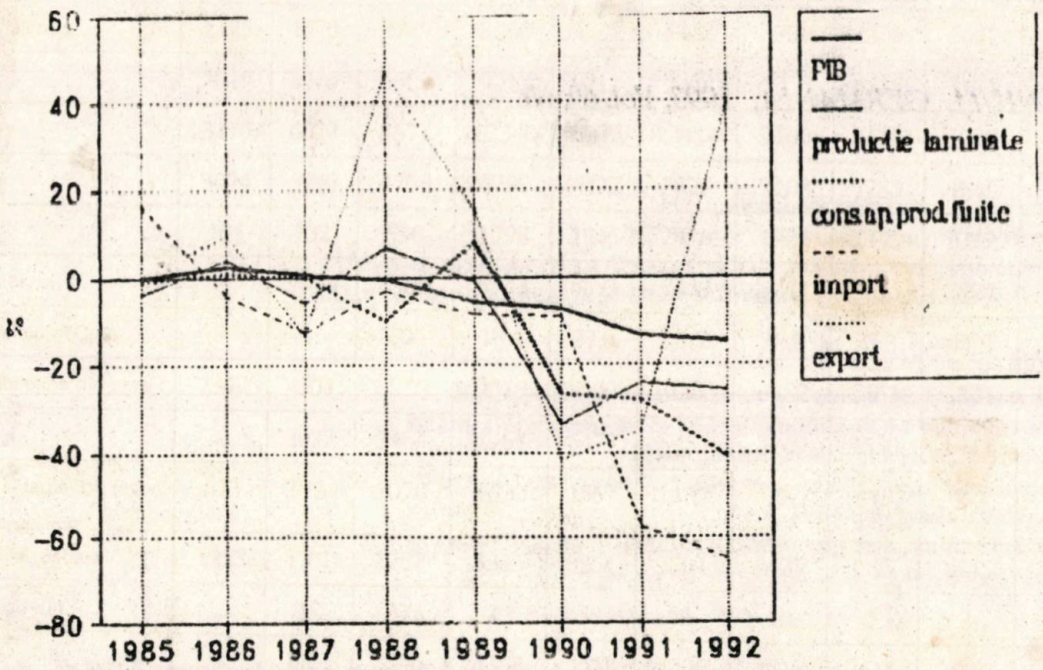


Fig. 1

Dinamica modificarilor anuale ale principalilor indicatori în România
Evolution of the main economic factors in Romania

Indicatorul	1985	1986	1987	1988	1989	1990	1991	1992
PIB	-0,1	2,3	0,8	-0,5	-5,8	-7,4	-13,4	-15
Prod. laminate	-4	4	-5,9	7	-1	-34	-24	-26
Cons. aparent de produse finirte	-1	1	0	-10	8	-27	-28	-41
Import	16,5	-4,1	-12,5	-3,1	-8,7	-9,2	-57,3	-65
Export	0,8	9,5	-13,6	46,7	15,5	-41,8	-35,1	39

In figura 1 se reprezinta grafic modificarile (variatiile) anuale în procente, în raport cu anul anterior, ale principalilor indicatori care caracterizeaza evolutia consumului intern de produse siderurgice al României în perioada 1985-1992, si anume:

» produsul intern brut;

» productia de laminate;

» consumul aparent de produse finite din otel;

» importul de produse siderurgice;

» exportul de produse siderurgice.

Din analiza acestui grafic se constata urmatoarele aspecte mai importante:

- datorita sistemului economic hipercentralizat, variatiile PIB nu determina corelari si modificari corespunzatoare ale consumului intern de produse siderurgice, asa cum se întâmpla în tarile dezvoltate industrial;

- cresterile usoare ale PIB (+2,3% în 1986 si 0,8% în 1987) nu antreneaza cresteri importante (+1% în 1986) ale consumului aparent de produse siderurgice, determinând stagnarea acestuia în 1987;

- scaderile PIB dupa 1988 nu determina corelarea cu consumul aparent de produse siderurgice, deoarece:

- la o scadere usoara a PIB în anul 1988 (-0,5%) si la o crestere importanta a productiei de laminate (+7%), consumul aparent scade cu 10% întrucât peste 36% din productie a fost dirijata la export, importul scazând usor (-3,1%);

- în anul 1989, la o productie de laminate relativ constanta, la o cadere a PIB de -5,8% se înregistreaza o crestere a consumului aparent de produse siderurgice cu +8%, exportul diminuându-se cu -15,5%, iar importul cu -8,7%;

- în anii 1990 si 1991, când au loc caderi puternice ale PIB (în 1991 se dubleaza caderea din 1990),

scaderea consumului aparent se mentine constanta intrucât exportul scade puternic în cei doi ani;

- în anul 1992, declinul PIB continua, însotit de scaderea puternica a consumului aparent determinata de scaderea cererii interne de metal si de cresterea pentru prima data dupa 1988 a exportului de produse siderurgice.

REVISTA REVISTELOR

ALUMINIUM, GERMANIA, 1993, Vol. 69, Nr. 4

Reciclare

Un monument catre protectia mediului, p.334
Pentru o miscare libera a materiilor prime, p.334
Alcan Ohle se extinde; sistemul de reciclare directa si perspectivele sale, p.335
Patru criterii pentru clasificarea materiilor prime secundare ca produse, p.335

Tehnologie

„Thixalloy" o tehnica de fabricatie a unui material de viitor, p.336
Hueck începe o noua era în elaborarea si turnarea aluminiului, p.336
Stâlpi conici realizati din tevi de aluminiu, p.336
Un nou metal usor certificat, respectiv DIN ISO 9002/29002, p.339
O noua linie flexibila de laminare, p.340
O noua linie de laminare la rece pentru produsele de înalta calitate, p.346
O noua asistare cu calculator a liniilor de laminare, p.350

Cercetare

Modelul cinetic al consumului suplimentar si sistemul de ungere la uzura pentru laminarea foliei din aluminiu, p.356
Rezistenta la rupere pentru aliajele din aluminiu (partea a II- a), p.361
Sudabilitatea aliajelor comerciale aluminiu-litiu, p.364

Documentare

Noi carti, p.373
Brevete în construcctia metalica, p.374
Noi patente, p.376
Standarde, p.378
Registrul comercial, p.379
Serviciul literar, p.382

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr.3

- Masurarea activitatii siliciului în aliajele de Fe-C-Si si Fe- B-Si folosind sensori din siliciu electrochimic, p.347
- Distributia manganului între o zgura si o baie de burete de fier topit si zgura, p.352
Efectele viscozitatii lichidului asupra caracteristicilor jetului de barbotare cu insuflare prin partea inferioara într-un recipient cilindric, p.361
- Studiu numeric asupra fenomenelor de combustie din etapa de postcombustie într-un cuptor de reducere cu topire de tip baie, p.369
- Alimentarea cu materii prime si influenta acesteia asupra performantelor de functionare ale unui cuptor de reducere cu topire cu un strat gros de zgura, p.376
- Analiza prin simulare a unui procedeu de reducere cu topire cu strat compact de cocs, p.385
- Reactia de decarburare într-o topitura de fier cu continut foarte scazut de carbon la presiune redusa p.391
- Fabricarea lingourilor mici de aluminiu prin turnare electromagnetica, p.400
- Viscozitatea aparenta a aliajelor semisolide Al-10%W Cu, p.405
- Influenta tratamentului termic si a continutului de carbon asupra ductilitatii la cald a otelurilor microaliate cu Nb-Ti, p.413
- Nitrurarea aliajelor Fe-Cr sub forma de pulbere prin macinare în moara cu bile în azot, p.420

CONSUMUL APARENT

Ec.Irina Jula - S.C. ICEM S.A. Bucuresti

C.Z.: 169.14

Consumul aparent (CA) este un indicator specific ce caracterizeaza nivelul consumului intern (dintr-un anumit produs sau grupa de produse) al unei tari.

In mod obisnuit el se calculeaza dupa urmatoarea formula:

$$CA = P + I - E \quad (1)$$

unde:

P este productia, E - exportul, I - importul.

Pentru calculul consumului aparent de otel, IISI (INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE) a pus la punct o metodologie care tine seama si de influenta turnarii continue a otelului.

Se mentioneaza faptul ca consumul aparent nu tine seama de variatia anuala a stocurilor. De asemenea, în cazul otelului el cuprinde si prelucrarile metalurgice (prelucrarea a 3-a).

Consumul aparent în echivalent de otel brut

Pentru calculul consumului aparent în echivalent de otel brut metodologia IISI prevede urmatoarea formula:

$$CA_{OB} = P_{OB} + (Import - Export)/F$$

$$F\,(IISI) = (1 + 0{,}175 * \%\,TC)/1{,}3 \quad (2)$$

unde:

CA_{OB} reprezinta consumul aparent în echivalent de otel brut;

P_{OB} - productia de otel brut;

F - factorul calculat de IISI;

TC - ponderea turnarii continue, %;

0,175 - constanta;

1,3 - consumul specific mediu pentru laminate.

Consumul aparent de produse finite din otel

Pentru calculul consumului aparent de produse finite din otel metodologia IISI prevede urmatoarea formula:

$$CA_{PF} = P_{OB} * F + Import - Export \quad (3)$$

unde: CA_{PF} reprezinta consumul aparent de produse finite din otel.

Celelalte elemente au semnificatia prezentata mai sus.

Tabelul 1

Calculul consumului aparent de otel în România
Calculation of the apparent steel consumption in Romania

mil t

Anul	Productia de otel brut	Import	Export	TC,%	F (1+0,175x%TC)/1/3	Consum aparent în echivalent de otel brut	Consum aparent de produse finite din otel
1980	13175	1215	1665	18,1	0,793	12607	9998
1981	13025	990	2244	20,7	0,797	11451	9126
1982	13055	900	1790	22,4	0,799	11941	9540
1983	12593	781	2265	26,0	0,804	10747	8640
1984	14437	716	2710	30,2	0,810	11795	9700
1985	13795	834	2731	29,9	0,809	11450	9304
1986	14276	800	2990	31,9	0,812	11579	9400
1987	13885	700	2583	32,4	0,813	11569	9405
1988	14314	678	3790	31,5	0,811	10477	8496
1989	14415	619	3202	34,2	0,815	11245	9165
1990	9761	562	1863	36,2	0,818	8170	6683
1991	7116	243	1208	34,8	0,816	5930	4838
1992	5372	85	1676	41,9	0,826	3446	2846

Sursa: Metodologia IISI (INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE)
Calcule IRCSID

Rezultatele acestor calcule pentru România, în perioada 1980- 1992, se prezinta în tabelul 1.

Dupa o foarte puternica crestere (de cca 3 ori) în perioada 1965- 1980, consumul aparent de otel a stagnat de-a lungul anilor '80. Nivelul cel mai ridicat a fost atins în anul 1980 (cca 10000 mii tone produse finite din otel si respectiv 12600 mii t în echivalent de otel brut), cel mai mic nivel în anul 1992 (2846 mii t).

Din analiza acestor date se desprind urmatoarele aspecte mai importante privind evolutia principalilor indicatori siderurgici din România în perioada 1980-1992:

- Productia de otel brut a înregistrat în perioada 1981-1992 doua subdomenii de variatie, si anume:

- 1981 - 1989, o perioada de stabilitate relativa a productiei la un nivel foarte ridicat, în intervalul 12500-14400 mii t/an ;

-1990-1992 perioada în care productia scade brusc cu 32,3% în 1990, cu 50,6% în 1991 si cu 62,7% în 1992 fata de anul 1989.

- Productia de laminate finite pline din otel prezinta în general aceleasi tendinte ca si productia de otel brut, evolutia sa fiind însa mult mai fluctuanta, influentata de ponderea turnarii continue si de structura sa sortimentala.

- Consumul aparent exprimat în echivalent de otel brut, ca si consumul aparent de produse finite din otel au o evolutie asemanatoare, fiind puternic influentate de nivelul exportului si al importului de produse siderurgice, precum si de ponderea turnarii continue a otelului. Cel mai mare nivel al consumului aparent s-a înregistrat în anul 1980 (12607 mii t si respectiv 9998 mii t) când, desi ponderea turnarii continue este foarte redusa (18,1%), se înregistreaza cel mai mare import de produse siderurgice (1215 mii t) si cel mai mic export (pâna în 1991), de 1665 mii t. In anii 1980 si 1982, consumul aparent de produse finite din otel depaseste productia interna de laminate finite pline. Cel mai redus nivel al consumului aparent de produse finite din otel se înregistreaza în anul 1992, când practic se atinge nivelul anului 1965.

- Se remarca influenta ponderii turnarii continue a otelului, atât asupra nivelului consumului aparent exprimat în echivalent de otel brut cât si asupra nivelului consumului aparent de produse finite din otel.

- Exportul de produse siderurgice al României are o evolutie puternic ascendenta în perioada 1980-1989 când practic se dubleaza (în 1988 se înregistreaza cel mai ridicat nivel: 3790 mii t). In perioada 1990-1991 nivelul exportului a scazut puternic, 41,2, respectiv 62,3% fata de anul 1989, pentru ca în 1992 se se constate o înviorare a acestuia (creste cu 38,7% fata de 1991).

- Importul de produse siderurgice al României a înregistrat o tendinta de scadere moderata în perioada 1980 - 1986, o tendinta de stabilitate relativa în perioada 1987-1990 si de scadere puternica în 1991 si 1992.

Recenzii

REVISTA "PLATINUM"
Johnson Matthey Public Limited Company
New GARDEN House, 78 Hatton Garden
London EC IN &JP, England

Revista are în jur de 70 de pagini si o tinuta grafica si informativa deosebita. Apare o data pe an, de obicei în luna mai (iunie), si prezinta exploatarea, prelucrarea si costurile metalelor rare cum ar fi: platina, paladiul, iridiul, rodiul si, de asemenea, preturile de cost privind exploatarea, precum si preturile lor.

Se prezinta principalele cariere din lume, respectiv din Africa de Sud, America de Nord, C.S.I., China, si principalele aplicatii ale acestor metale, ca de exemplu obtinerea catalizatorilor pentru automobile.

De asemenea, paladiul si rodiul sunt utilizate în domeniul dentar.

Publicatia apare ca rezultat al activitatii urmatoarelor institute: B.M.W. GB Ltd., Citizen Trading Co. Ltd., Cocepa Gioielli, Fuji Electric Co. Ltd., Futek Furnace Inc., General Motors Corporation, Gold Fields of South Africa Limited, ICI Chemicals and Polymers Ltd., International Watch Co., Lever Brothers Ltd., Lonrho plc., Owens-Corning Fiberglas, Platinum Guild International, Professor G. von Gruenewaldt, Rustenburg Platinum Mines Limited, Tanaka Kikinzoku Kogyo Kk, The Platinum Association, Thyssen Sonnenberg GmbH.

Personal, recomand revista ca fiind utila tuturor celor care lucreaza în domeniul metalelor rare, al materialelor dentare, în sectorul automobilistic, la realizarea bijuteriilor. Revista se gaseste la Biblioteca I.N.I.D., înregistrata cu cota 163990.

ing. Mihaela Pana
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

ASPECTE PRIVIND COMPORTAREA LA COROZIUNE A ALIAJELOR DE ALUMINIU DURIFICATE PRIN TRATAMENTE TERMICE

Dr. ing. Simona Zamfir, ing. Ruxandra Vidu - Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.:669.018.8

Utilizarea pe scara larga a aliajelor de aluminiu în aeronautica si în industria de autoturisme se bazeaza pe caracteristicile mecanice supe-rioare ale acestor aliaje, greutate specifica mica si rezistenta la coroziune. Caracteristicile mecanice superioare se obtin datorita posibilitatii de aplicare a tratamentului de durificare structurala. Desi prezinta o rezistenta la coroziune buna, ele sunt sensibile totusi la pitting, coroziune intercristalina si coroziune fisuranta, mai ales în solutiile alcaline cu ioni de clor.

In lucrarea de fata, prin determinarea caracteristicilor mecanice si a rezistentei la coroziune corelate cu cercetari microstructurale, s-a urmarit influenta p rametrilor tratamentului termic de îmbatrânire asupra comportarii la coroziune a acestor aliaje.

Tabelul 1

Compozitia chimica a aliajului studiat
Chemical composition of the investigated alloy

Aliajul	Compozitia chimica, %							
	Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Si	Ti	Al
Al-Zn-Mg-Cu	5	1,5	1,24	0,22	0,07	0,03	0,02	rest

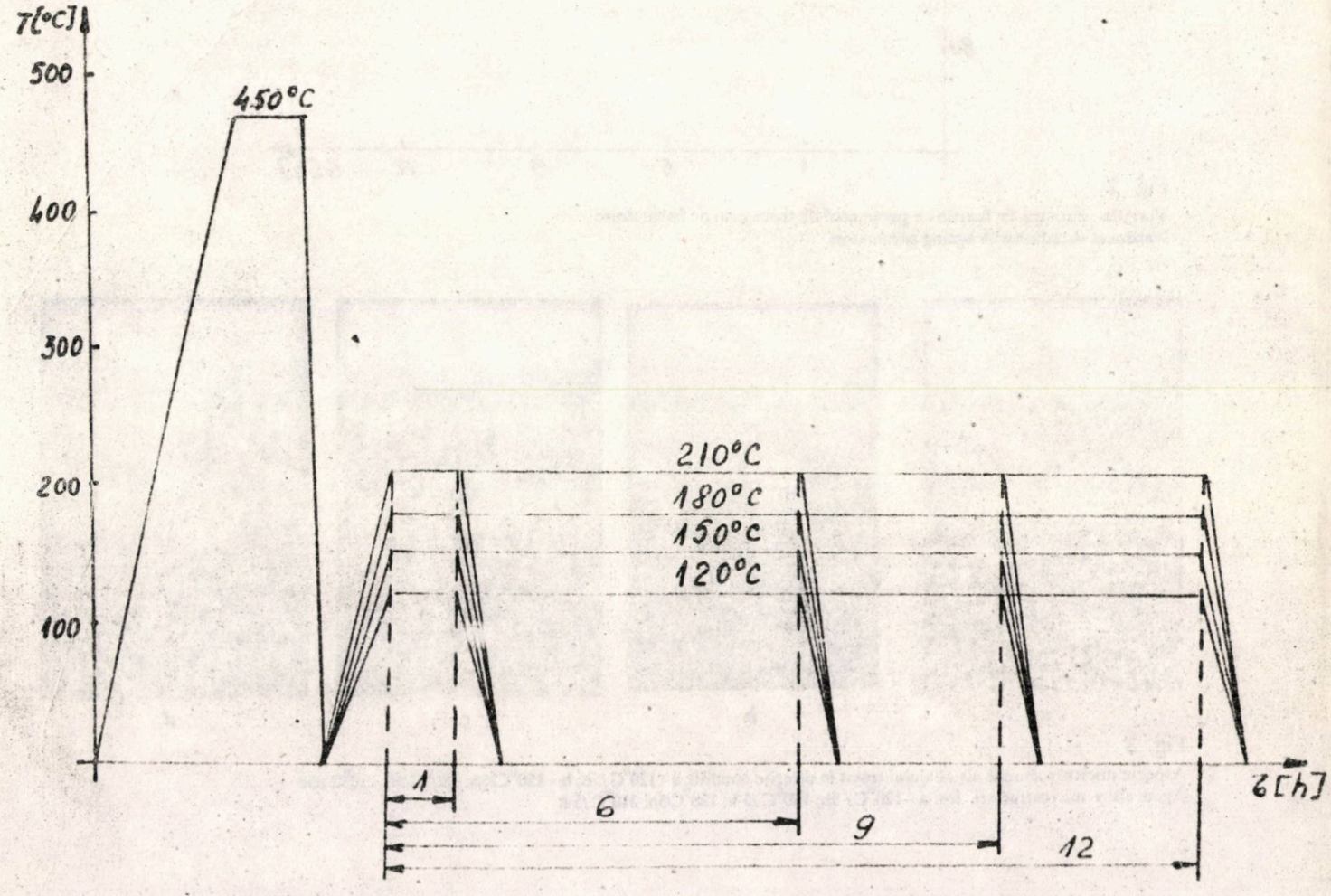


Fig. 1
Ciclurile de tratament termic aplicate aliajului
Heat treatment cycles

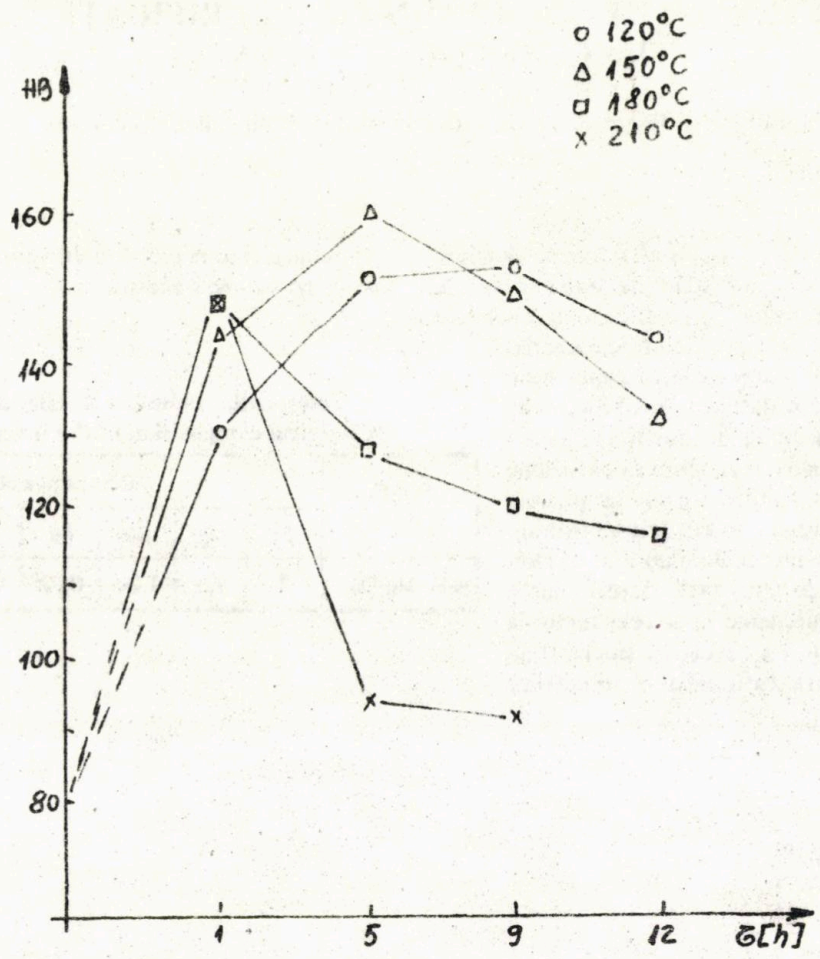


Fig. 2

Variatia duritatii în functie de parametrii de tratament de îmbatrânire
Hardness variation with ageing parameters

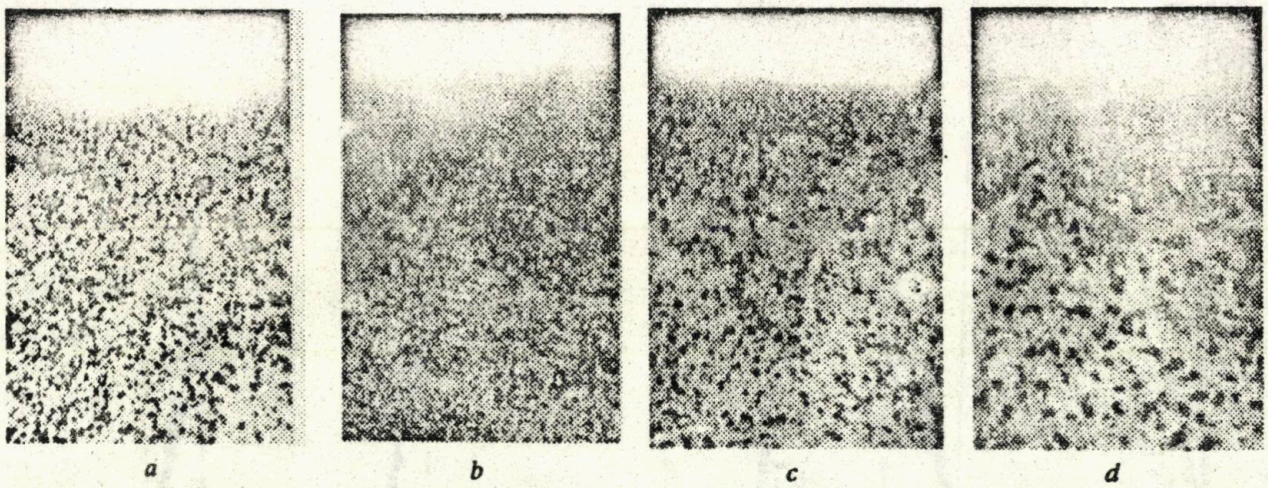


Fig. 3

Aspecte microstructurale ale aliajului tratat în diferite conditii: a - 120°C /5h; b - 150°C/5h; 180°C/5h; 210°C /5h
Aged alloy microstructure for: a - 120°C / 5h; 150°C /5 h; 180°C/5h; 210°C /5 h

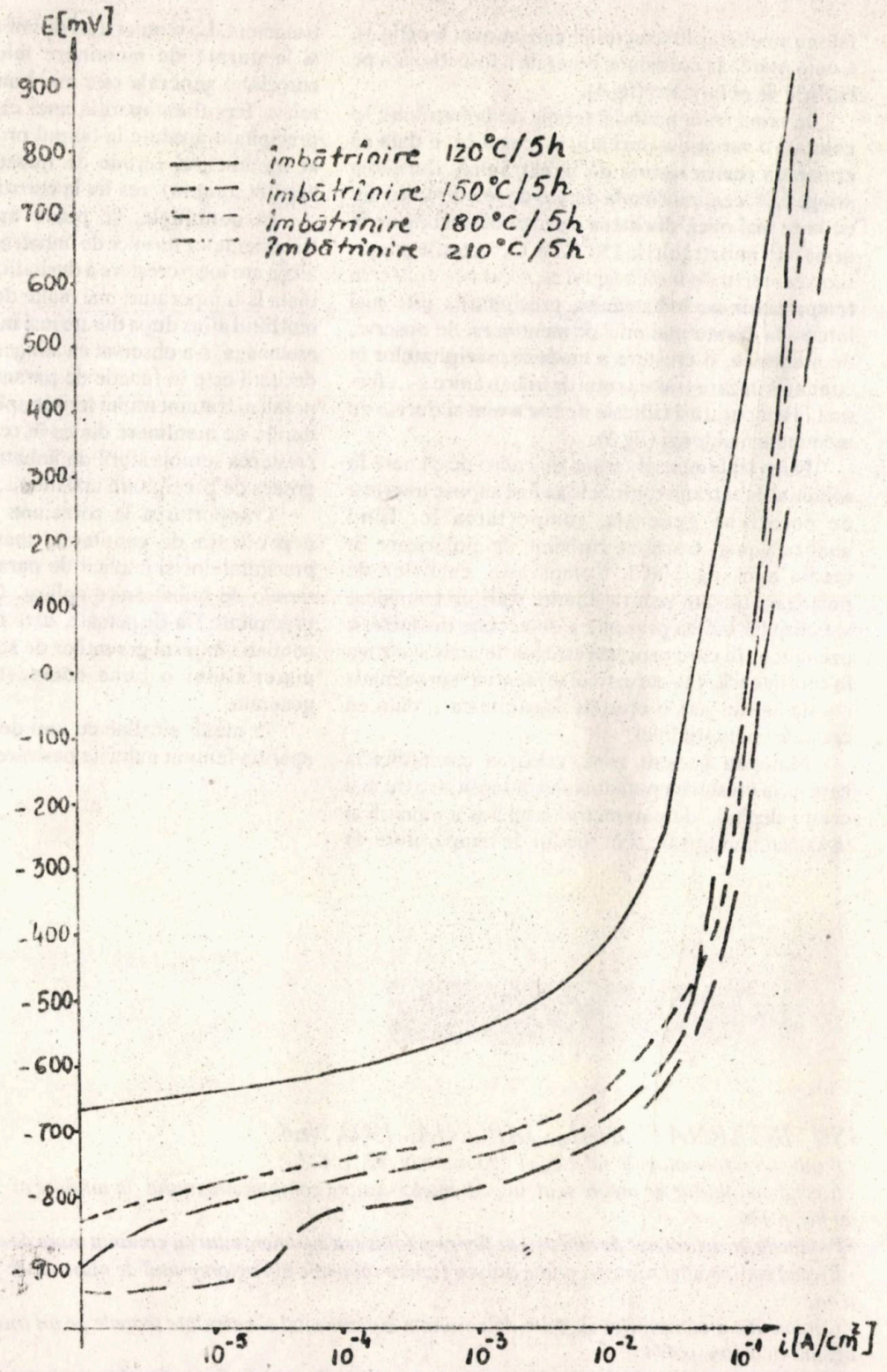


Fig. 4
Curbele de polarizare
Polarisation curves

Cercetarile experimentale au fost efectuate pe un aliaj din sistemul Al-Zn-Cu-Mg, a carui compozitie este data în tabelul 1.

Din materialul cercetat, deformat plastic la rece în prealabil, probele prelevate au fost supuse unui tratament termic de calire de punere în solutie la T = 450 ± 5°C, timp de mentinere de 40 min, racire în apa calda, urmat de un tratament de îmbatrânire la diferite temperaturi si durate de mentinere, conform ciclogramei din figura 1.

Pe probele astfel tratate au fost efectuate masuratori de duritate, cercetari microstructurale si teste de rezistenta la coroziune în solutie apoasa de NaCl. Pe baza masuratorilor de duritate efectuate pe probele tratate în diferite conditii, s-au trasat curbele de variatie ale acestora (fig.2), rezultatele fiind core-

late cu modificarile structurale care au avut loc (fig.3). Comportarea la coroziune generala a fost studiata pe curbele de polarizare (fig.4).

In urma tratamentului termic de îmbatrânire se constata o variatie a duritatii, în sensul ca, o data cu cresterea temperaturii de îmbatrânire, duritatea atinge valoarea maxima la durate de îmbatrânire din ce în ce mai mici, duritatea maxima obtinându-se în urma unei îmbatrâniri la 150^{0}C/5h. Cercetarile microscopice efectuate indica faptul ca, o data cu cresterea temperaturii de îmbatrânire, precipitarea este mai intensa la durate mai mici de mentinere. Se observa, de asemenea, o crestere a marimii precipitatelor în conditiile în care tratamentul de îmbatrânire s-a efectuat la temperaturi ridicate de tratament si durate de mentinere mai lungi (fig.3).

Dupa tratamentul termic de calire de punere în solutie si îmbatrânire, probele au fost supuse unui test de coroziune generala, comportatea lor fiind analizata prin trasarea curbelor de polarizare în mediu apos de NaCl. Compararea curbelor de polarizare trasate pentru diferite stari de tratament ale aliajului indica prezenta a doua zone distincte: o prima zona în care procesul este foarte activ si o zona în care intensitatea curentului se mentine aproximativ constanta sau are o crestere foarte mica o data cu cresterea potentialului.

Marimea acestor zone, valoarea curentului la care, prin cresterea potentialului, intensitatea nu mai creste depind de parametrii termici si temporali ai tratamentului termic si în special de temperatura de tratament. La temperaturi de îmbatrânire mai scazute si la durate de mentinere mici, comportarea la coroziune generala este mai buna. Aceste rezultate releva faptul ca aparitia unei cantitati mai mari de precipitate aparute în timpul proceselor care au loc la tratamentul termic de îmbatrânire influenteaza negativ comportarea lor la coroziune.

In concluzie, se poate aprecia ca în urma tratamentelor termice de îmbatrânire aplicate acestor aliaje are loc o crestere a duritatii, crestere mai accentuata la temperaturi mai înalte de îmbatrânire, maximul fiind atins dupa durate mai mici de mentinere. De asemenea, s-a observat ca atingerea valorii maxime a duritatii este în functie de parametrii termici si temporali ai tratamentului termic aplicat, având loc dupa durate de mentinere din ce în ce mai mici, o data cu cresterea temperaturii de îmbatrânire, datorita unui proces de precipitare mai intens.

Comportarea la coroziune generala este si ea dependenta de cantitatea, marimea si distributia precipitatelor si implicit de parametrii de tratament termic de îmbatrânire aplicat. O cantitate mica de precipitate fin dispersate, care nu formeaza o retea continua în jurul grauntilor de solutie solida, confera materialului o buna comportare la coroziunea generala.

In medii alcaline cu ioni de clor nu se constata aparitia fenomenului de pasivare.

REVISTA REVISTELOR

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr.4

- *Productia si tehnologiile siderurgiei japoneze în '92, p.427*
- *Efectul conditiilor de ardere si al ingredientelor asupra comportamentului la umflare al peletelor de minereu de fier, p.446*
- *Productia de aglomerat de minereu de fier prin folosirea aglomeratului cu continut mare de minereu marunt, p.454*
- *Efectul compozitiei materiei prime asupra fazelor minerale din aglomeratul de minereu de fier cu fondant de var, p.462*
- *Comparatie a câmpurilor vitezelor determinate experimental si calculate teoretic pe un model de apa într-o oala agitata cu argon, p.474*
- *Cinetica transferului fosforului între zgura cu continut de oxid de fier si fierul topit cu continut ridicat de carbon sub atmosfera de ArO_2, p.479*
- *Laminarea simultana a sârmei din otel fara elemente interstitiale, p.488*
- *Studiul experimental al dizolvarii fazei în cupluri de difuzie din sistemul Fe-Cr-Ni, p.498*
- *Modelul elastic si frecarea interna a otelurilor carbon în functie de temperatura, p.508*
- *Consideratii asupra calculului numeric al timpilor de amestec în oalele de elaborare a otelului, p.513*
- *Fenomenele de stratificare termica într-un distribuitor de turnare continua cu patru fire în timpul curgerii la studierea pe model otel-apa, p.519*

POSIBILITATI DE MODELARE A CRESTERII GRAUNTILOR CRISTALINI LA RECRISTALIZAREA SECUNDARA

Dr. ing. Doina Raducanu - Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.:669.017.48

Aspecte teoretice

Cresterea grauntilor in agregatele policristaline este un fenomen de mare importanta teoretica si practica. Este unanim acceptat faptul ca, dupa restaurare si germinare, cresterea grauntilor îmbraca doua forme [1],[2]:

- *cresterea "normala" a grauntilor, asa-numita forma de recristalizare primara, crestere în urma careia grauntii din a doua generatie au la inceput forme si marimi diferite; daca,insa,procesul de recristalizare continua, se ajunge la graunti poliedrici aproximativ cu aceleasi dimensiuni, obtinute prin cresterea grauntilor mari, pe seama celor de dimensiuni mici;*

- *recristalizarea secundara, cind un numar mic de graunti creste la dimensiuni exagerat de mari pe seama grauntilor initiali, care nu isi modifica semnificativ volumul.*

Pot exista de asemenea si combinatii intre cele doua forme de crestere a grauntilor.

Recristalizarea secundara a fost explicata luând in considerare o serie de fluctuatii in marimea si distributia precipitatelor sau a reorientarii cristalografice, care dau posibilitatea cresterii exagerate a anumitor graunti cristalini, capabili sa consume prin crestere ceilalti graunti din masa metalica de baza. Recristalizarea secundara se desavârseste pe o structura rectistalizata cu graunti fini, prin mentinerea acesteia la o temperatura ridicata.

Totusi, s-a demostrat ca recristalizarea secundara si cresterea normala a grauntilor nu sunt principial diferite, dar aparitia unei forme sau alteia depinde de valorile unor parametri termodinamici [3].

Fenomenele legate de cresterea grauntilor pot fi tratate matematic imbracând forma unor modele deterministice; aceste modele iau în considerare aparitia recristalizarii secundare datorita descompunerii (precipitarii) particulelor de faza secundara sau datorita orientarii preferentiale.

Transformarile locale (de faza sau de textura) sunt reflectate de descrierea procesului "individual" de migrare a limitei de graunte.

Fara a lua în considerare deosebirile dintre graunti generate de orientarea diferita, este necesar sa se emita urmatoarele ipoteze:

» Conservarea volumului în timpul transformarilor

Un graunte cristalin ν caracterizat de volumul V_ν va creste pe seama grauntelui vecin μ cu o viteza:

$$(\frac{dV_\nu}{dt})_\mu = s_{\nu\mu} \cdot 2m\gamma \, (\frac{1}{R_\mu} - \frac{1}{R_\nu}) =$$

$$= s_{\nu\mu} \cdot a \, (\frac{1}{R_\mu} - \frac{1}{R_\nu}) \quad (1)$$

Raza R_ν a grauntelui se obtine din relatia:

$$V_\nu = \frac{4 \cdot \pi \cdot R_\nu^3}{3} \quad (2)$$

admitând ca la limita grauntele poliedric are o forma sferica.

In ecuatiile (1) si (2): $S_{\mu\nu} = S_{\nu\mu}$ este suprafata de contact dintre grauntii μ si ν; m, γ si $\alpha = 2m\gamma$ reprezinta mobilitatea, energia, respectiv difuzivitatea limitei de graunte.

Ecuatia (1) se bazeaza pe asertiunea ca viteza de migrare v a limitei de graunte este data de:

$$v = 2 m \gamma \cdot \rho^{-1} \quad (3)$$

unde ρ este raza medie de curbura a limitei de graunte, iar $2 \cdot \gamma \cdot \rho^{-1}$ este forta motrice.

Simplificarea consta în a considera curbura medie $\rho_{\nu\mu}$ a limitei de graunte dintre doi graunti policristalini ca simpla diferenta dintre razele medii ale sferelor echivalente R_μ^{-1} si R_ν^{-1} (exprimata prin relatia din paranteza ecuatiei (1)).

Din ecuatia (1) rezulta:

$$(\frac{dV_\nu}{dt})_\mu = -(\frac{dV_\mu}{dt})_\nu \quad (4)$$

relatie care indica faptul ca este automat îndeplinita conservarea volumului.

» Omogenitatea dimensionala a grauntilor cristalini

Intr-o prima aproximatie se considera ca pentru fiecare graunte ν toti grauntii vecini N_ν pot fi înlocuiti luând în considerare aceeasi raza R_ν. Astfel, toti grauntii cu aceeasi raza vor avea acelasi tip de graunti vecini, deci aceeasi viteza de crestere, dR_ν/dt. Aceasta înseamna ca grauntii pot fi asociati în clase caracterizate de o anumita raza R si,in loc de a lua în considerare comportarea individuala a fiecarui graunte, se ia în considerare comportarea fiecarei clase. Aceste clase vor fi notate cu indicii i,j,.... N_S. Pentru o clasa de garaunti i, viteza de crestere va fi:

$$\frac{dR_i}{dt} = a(\frac{1}{R_c} - \frac{1}{R_i}) \quad (5)$$

unde R_c este definita ca raza critica, in sensul ca, pentru o distributie data, toti grauntii cu $R_i > R_c$ vor creste, iar cei cu $R_i < R_c$ se vor micsora. R_c este întodeauna mai mare decât raza medie R si depinde de timp.

» Aranjamentul întâmplator al grauntilor cristalini

Se presupune ca nu exista relatii topologice între diferite clase de graunti cristalini, deci ariile de contact se distribuie întâmplator.

In cazul în care se ia în considerare orientarea cristalografica se precizeaza urmatoarele:

Se respecta si în acest caz ipotezele referitoare la conservarea volumului, omogenitate si aranjamentul întâmplator al grauntilor.

In locul distributiilor continue, dimensiunile grauntilor sunt impartite in clase discrete notate i, j, ...N_S, iar orientarile cristalografice in clase discrete notate H, K, ...N_T, unde N_S si N_T reprezinta numarul total de clase de dimensiuni, respectiv numarul total de clase de orientare cristalografica. Astfel, grauntii sunt asociati in clase cu dimensiuni si orientare comuna (i,H), functia de distributie n_i^H (n_i - numarul grauntilor) fiind normalizata în raport cu numarul total de graunti N_G, obtinându- se frecventa:

$$\varnothing_i^H = \frac{n_i^H}{N_G}; \quad \sum_H \sum_i n_i^H = N_G;$$

$$\sum_H \sum_i \varnothing_i^H = 1 \qquad (6, a, b, c)$$

unde i = 1,. . .N_S si H = 1. . . N_T.

Sunt destul de multe situatii în practica în care numarul componentelor texturale este limitat. ecuatiile (5), (6) fiind aplicabile acestora. Literatura de specialitate citeaza astfel de exemple: alame de mare puritate, unele aliaje Cu-Zn sau Al-Mn [4].

» Metoda de cercetare

S-a încercat o apiicare si verificare a principiilor teoretice enuntate mai sus în cazul otelului electrotehnic cu graunti orientati. In acest caz, numarul componentelor texturale dupa recristalizarea primara este mic.

Daca, de exemplu, apar doua componente texturale notate H si K, rezulta:

$$\varnothing_i = \varnothing_i^H + \varnothing_i^K; \quad \varnothing^H = \sum_i \varnothing_i^H;$$

$$\varnothing^K = \sum_i \varnothing_i^K; \quad \varnothing^H + \varnothing^K = 1 \quad (7 a, b, c, d)$$

fractiile de graunti apartinând unei anumite clase de dimensiuni sau orientare.

Datorita cresterii grauntilor, H_G (dar nu neaparat n_i,n^H sau n_i^H) scade o data cu cresterea timpului. In cazul a doua componente de textura, ecuatiile devin:

$$\frac{dR_i^H}{dt} = a^H\left(\frac{1}{R^H} - \frac{1}{R_i^H}\right)$$

$$\frac{dR_i^K}{dT} = a^K\left(\frac{1}{R^K} - \frac{1}{R_i^K}\right) \qquad (8)$$

Pentru verificarea experimentala a acestui model de crestere a grauntilor s-au folosit probe din otel electrotehnic care au fost prelevate din banda de otel cu graunti orientati dupa ce aceasta a strabatut toate fazele tehnologice aferente tehnologiei conventionale (ca inhibitor MnS), mai putin ultima faza, si anume tratamentul termic de recoacere pentru recristalizarea secundara. In concluzie, probele prezentau un otel cu o structura de recristalizare primara. In urma analizei cu difractie de raze X s-a pus in evidenta existenta unei componente de textura (100) [001] puternice. Pentru precizarea dimensiunii medii a grauntilor cu orientare (110) [001] s-a procedat in felul urmator: s-au pus in evidenta grauntii cu aceasta orientare folosind metoda figurilor de atac, iar probele slefuite metalografic au fost atacate electrolitic cu acid percloric (fig.1).

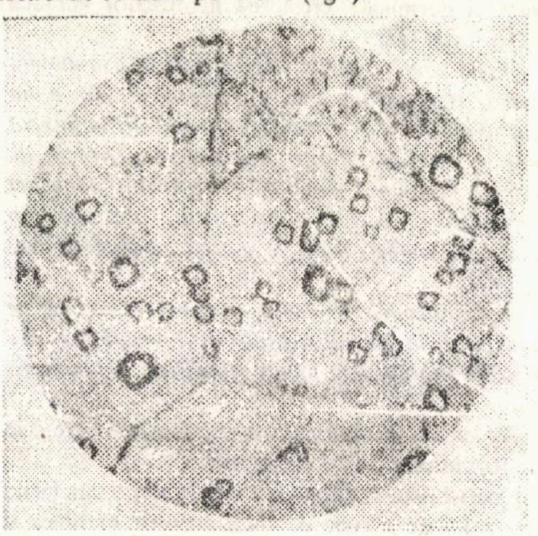


Fig. 1
Proba din otel electrotehnic înaintea recristalizarii secundare; figuri de atac (atac electrolitic cu acid percloric; (2000 : 1)
Transformer steel sample before secondary recrystalization; perchloric acid etching, (x 2000)

Cu ajutorul unui analizor stereometric cantitativ s-a masurat dimensiunea medie a acestor graunti si s-a obtinut d = 0,015 + 0,033 mm. In felul acesta s-au determinat experimental valorile initiale pentru integrarea numerica a ecuatiei diferentiale (5).

Rezultate experimentale si concluzii

Pentru rezolvarea numerica a ecuatiei diferentiale s-a folosit un program de calcul tipizat [5] care are ca baza teoretica metoda Runge-Kutta de rezolvare a acestui tip de ecuatie. Pasul de integrare a fost de 3 s; pentru un timp de mentinere de 1 ora, ecuatia diferentiala indica o crestere a razei medii a grauntelui R = $6,1 \cdot 10^{-4}$ mm. In ecuatie, difuzivitatea pentru otelul electrotehnic la temperaturi mai mari de 1050^0C este a = 0,20 $m^2 \cdot h^{-1}$.

Pentru confirmarea experimentala a rezultatelor obtinute din integrarea numerica a ecuatiei diferentiale care modeleaza procesul de crestere a razei medii a grauntelui obtinut dupa recristalizarea secun-

dara, probele au fost supuse unui tratament termic de recoacere de recristalizare secundara, efectuat în conditii industriale la temperatura maxima de 1170^0C, 115 h în vid.

Dupa recristalizarea secundara, masurând dimensiunea (medie) a grauntelui cristalin obtinut s-a constatat o concordanta buna cu rezultatele obtinute teoretic din integrarea numerica a ecuatiei diferentiale luând in calcul rata orara de crestere a granulatiei pentru cazul studiat, care a fost R = 6,1 • $\cdot 10^{-4}$ mm.

In figura 2 se prezinta micrografiile probelor de otel electrotehnic dupa recristalizarea secundara.

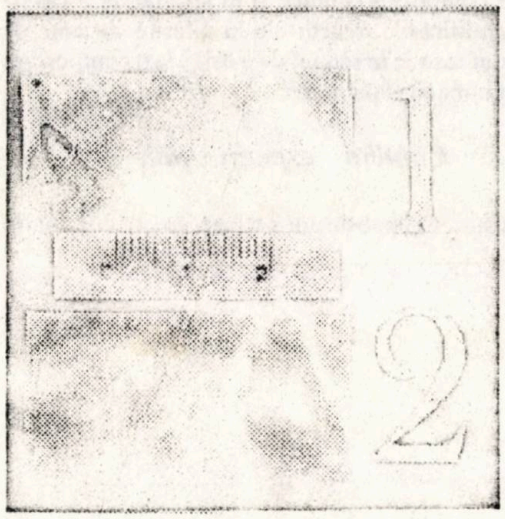


Fig. 2
Proba din otel electrotehnic dupa recristalizare secundara (atac nital 2%)
Transformer steel sample after secondary recrystalization; 2 - nital etching 2%

Lucrarea în ansamblu prezinta unele încercari de a corela aspecte teoretice de ultima ora privind procesele de modelare a cresterii controlate a grauntelui cristalin cu unele exemple concrete practice (în acest caz, otelul electrotehnic cu graunti orientati).

In situatia unei concordante bune între modelul teoretic si rezultatele experimentale, ecuatiile diferentiale, integrate pentru anumite conditii initiale, se dovedesc a fi un instrument util pentru dirijarea procesului de crestere a granulatiei materialelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Hunderi O, Ryum N.**: Acta Metallurgica, vol.27, nr.2, 1979, p. 161
[2] **Wirzbanowski K.**: Crystal Research and Technology, vol.21.nr.3,1986, p.395
[3] **Abruzzeze G, Luke K.**: Acta Metallurgica, vol.33,nr.7, 1985, p.1239
[4] **Eichelkraut H, Luke K.**: Acta Metallurgica, vol.36, nr.1, 1988, p.55
[5] **Vraciu G, Popa A.**: *Metode numerice cu aplicatii în tehnica de calcul,* Ed.Scrisul Românesc, Craiova, 1982

REVISTA REVISTELOR

ISIJ INTERNATIONAL, JAPONIA, 1993, Nr.5

- *Cinetica oxidarii si reducerii ilmenitului sintetic, p.523*
- *Cinetica dizolvarii unei mase de particule de carbon în topituri de fier-carbon-sulf, p.529*
- *Simularea termodinamica a comportamentului elementelor refolosite în procesul de reducere în baia de fier, p.549*
- *Modelarea matematica a transportului incluziunilor si îndepartarii lor în distribuitoarele de turnare continua, p.556*
- *Nitrogenarea topiturii de Fe-Cr prin expunerea la plasma de azot, p.567*
- *Formarea picaturii de fier datorita trecerii bulelor prin interfata fier topit/zgura, p.577*
- *Studiu al cuplului de difuzie solid-lichid la o reactie peritectica în sistemul Fe-C, p.583*
- *Realizarea unui model matematic pentru prognozarea distributiei compozitiei în slebul turnat continuu si în cel rezultat la schimbarea oalei si verificarea lui practica, p.588*
- *Modelarea matematica a masinii de turnare continua a benzilor de otel cu o caja în privinta curgerii lichidului si a transferului de caldura, p.595*
- *Carburarea cu plasma a wolframului cu amestec gazos C_3H_8-H_2 p.615*
- *Recristalizarea statica în austenita si influenta ei asupra schimbarilor de microstructura în otelul C-Mn si în otelul microaliat cu vanadiu pe laminorul de benzi la cald, p.605*

CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND TRATAMENTELE TERMICE APLICATE CILPEBSURILOR TURNATE IN AMESTEC DIN FONTE ALBE ALIATE CU CROM

Dr. ing. D. Bunea, dr. ing. R. Saban,
ing. D. Gheorghe, ing. M. Brânzei,
ing. V. Geanta, ing. N. Constantin
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.: 669.017.48

Consideratii generale

Prelucrarea unor materiale prin macinare impune realizarea unor corpuri de macinare (bile, cilpebsuri) cu caracteristici fizico- mecanice diferite, în functie de calitatea materialului macinat.

Fontele albe aliate cu crom reprezinta unul din materialele metalice cele mai moderne utilizate în executia corpurilor de macinat.

Obiectivul acestei cercetari a fost acela de a realiza corpuri de macinare sub forma de cilpebsuri turnate în amestec, din fonte albe aliate cu crom de diferite compozitii chimice si în special de a determina modificarile structurale în diferite variante de tratament termic in scopul de a asigura o comportare cât mai buna în exploatare.

Conditii experimentale

Turnarea cilpebsurilor s-a facut la I.U.S.R. Iasi in conditii industriale, pe un convertor cu capacitate de 75 t. S-au turnat cilpebsuri de dimensiunea Ø 22x22 mm din trei sarje cu compozitii chimice diferite redate în tabelul 1

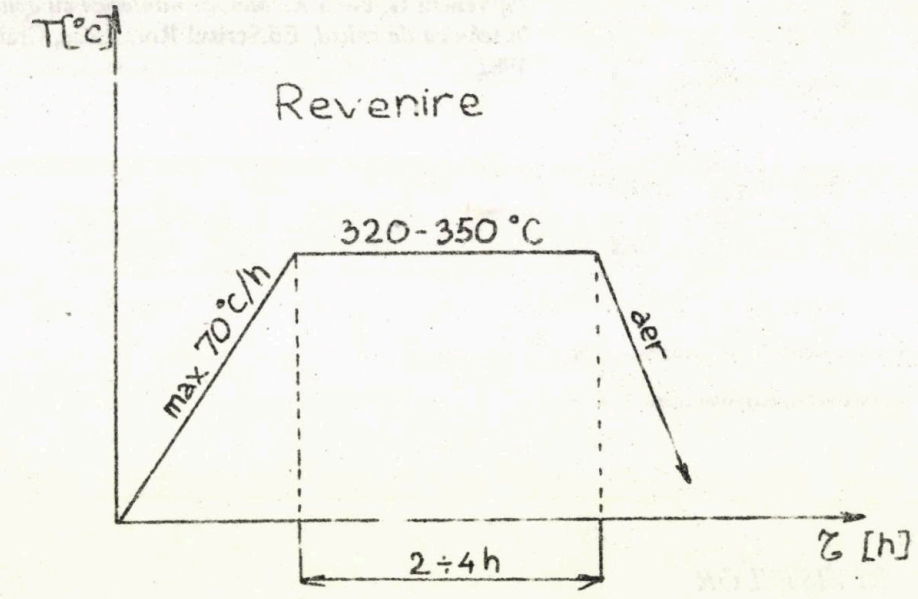


Fig. 1
Ciclul de tratament termic aplicat cilpebsurilor turnate din sarjele 1 si 2
HT cycle applied to cil-pebs cast of the 1-st and 2-nd heats

Tabelul 1

Compozitia chimica a sarjelor experimentale
Chemical analysis of test heats

Nr. sarjei	Compozitia chimica, %							
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	S	P
1	2,99	0,87	0,54	1,40	-		0,019	0,019
2	2,84	1,08	0,89	7,41	-		0,020	0,019
3	2,43	1,00	0,57	13,80	0,45	0,20	0,018	0,018

Variantele de tratament termic efectuate în laborator si pe sarje industriale au fost urmatoarele:

» pentru sarjele nr.1 si nr.2, dupa racirea în forma s-a aplicat o revenire la 320-350^{0}C (fig 1);

» pentru sarja nr.3 (fonta înalt aliata) s-a aplicat o calire urmata

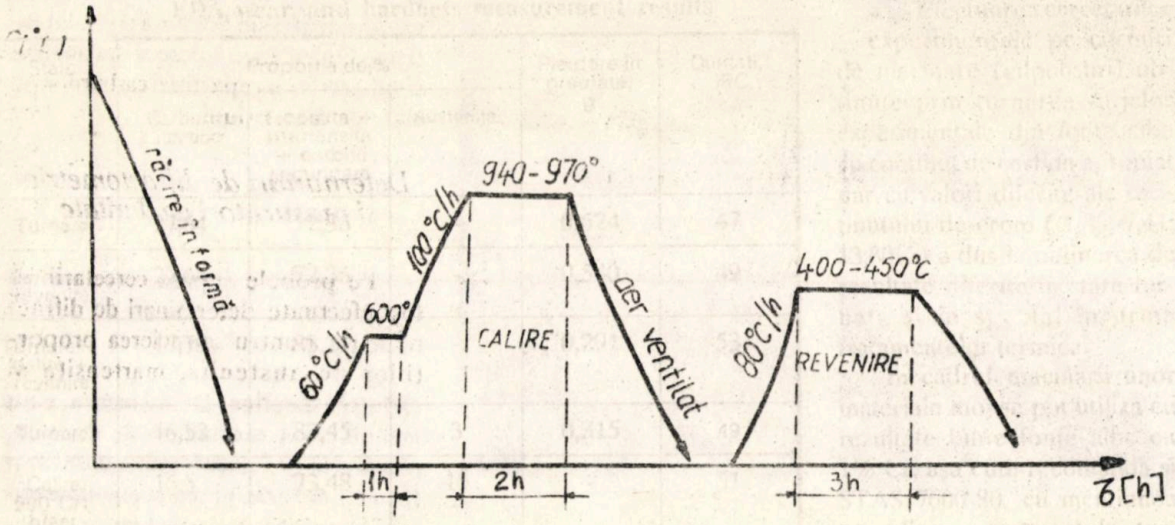
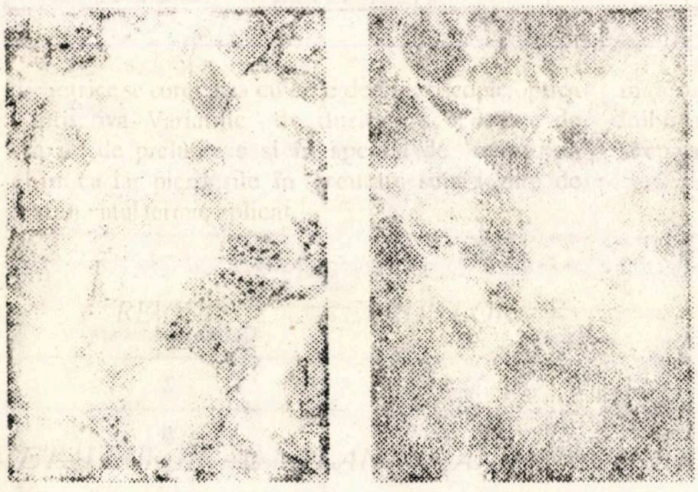


Fig. 2
Ciclul de tratament termic aplicat cilpebsurilor din sarja nr. 3
Ht cycle applied to cil-pebs cast of the 3-rd heat



a *b*

Fig. 3
Micrografii optice ale corpurilor de macinare din sarja nr. 3 în urmatoarele stari: a - turnata în amestec si racita în forme; b - turnata în amestec si revenita la 350°C cu racire în aer; atac nital 2%; marire 500 : 1
Optical micrographs of 1-st heat cil-pebs: a - sand cast and tempered at 350°C with air cooling; 2% Nital etching; x 500

de revenire medie cu parametril redati în figura 2.

Studii si cercetari de microscopie optica

Studiile si cercetarile de microscopie optica au fost efectuate pe un microscop NEOPHOT de provenienta R.D.G. Au fost efectuate investigatii la marirea 500:1.

Cilpebsurile turnate în cadrul sarjei nr.1 (fig. 3, a) au structura alcatuita din formatiuni eutectice plasate în masa metalica de baza, formata din troostita, martensita si probabil urme de austenita.

Revenirea la 320-350°C cu racire în aer (fig. 3, b) se manifesta asupra masei metalice de baza, în sensul ca aceasta va fi formata din martensita, troostita de revenire si carburi secundare globulare.

Cilpebsurile turnate în cadrul sarjei nr 3 (fig. 3, a) au structura formata din carburi primare si formatiuni de eutectic plasate în masa metalica alcatuita din martensita si austenita; în masa metalica de baza austenitica se evidentiaza un constituent de culoare neagra identificat a fi alcatuit din martensita + carburi secundare (si austenita). In urma tratamentului de calire si revenire prezentat în figura 2, cilpebsurile din sarja nr.3 au structura formata din carburi primare si formatiuni de eutectic plasate în masa metalica de baza alcatuita din martensita, carburi secundare globulare si austenita reziduala (fig. 4, b).

Studii si cercetari de micoscopie optica cantitativa (cuantimetrie)

Determinarea microscopiei optice cantitative s-a efectuat cu ajutorul unui aparat tip Quantimet în vederea analizei numarului si repartitiei carburilor eutectice si secundare pe doua din sarjele cercetate. Rezultatele analizei sunt redate in tabelul 2.

Din datele prezentate rezulta ca, desi suprafata carburilor eutectice în cadrul sarjei nr. 2 este mai mica

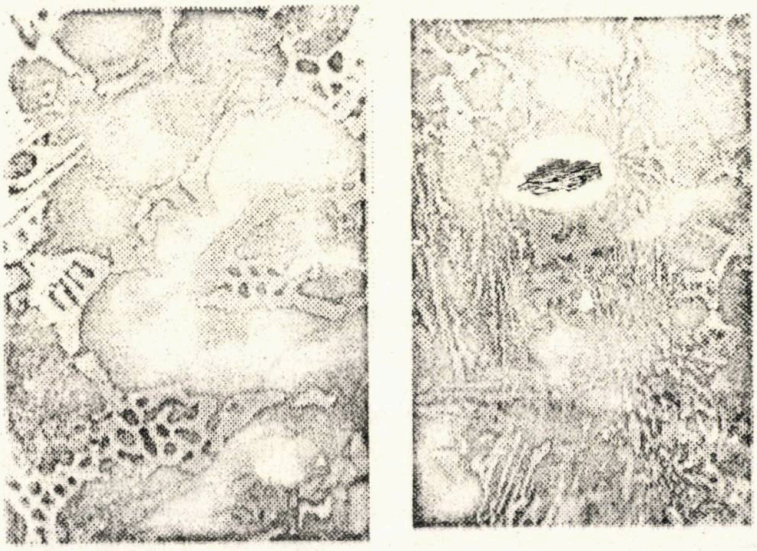


Fig. 4
Micrografii optice ale corpurilor de macinare din sarja nr. 3 in urmatoarele stari: a - turnare si racire în forme; b - turnare, calire (980°C/ aer), revenire (480°C/aer); atac nital 2%; marire 500 : 1
Optical micrographs of 3-rd heat cilpebs: a - sand cast and cooled; b - cast, quenched (980°C/air), temper (480°C/air); 2% nital etching; x 500

fata de sarja nr.1, numarul de carburi pe mm^2 este aproape dublu, ceea ce explica dispersia acestora si gradul de finete, lucru care reiese si din analiza comparativa a repartitiei carburilor pe clase de dimensiuni.

Determinari de difractometrie si masuratori de duritate

Pe probele supuse cercetarii au fost efectuate determinari de difractometrie pentru aprecierea proportiilor de austenita, martensita si carburi eutectice. De asemenea, s-au mai efectuat masuratori de duritate, pierderi în greutate în unitatea de timp (pentru determinarea comportamentului la uzura). Valorile tuturor determinarilor sunt centralizate în tabelul 3, din care se pot vedea ca rezultatele obtinute în cadrul cercetarilor difrac-

Tabelul 2

Rezultatele determinarilor de microscopie optica cantitativa
Quantitative light microscopy results

Caracteristicile	Comp. 1P turnat în amestec revenit la 350°C	Compozitia 3P turnat în amestec calit la 980°C/aer si revenit la 480°C/aer	
	Carburi eutectice		Carburi secundare
Nr. de câmpuri	20	20	2
Marire de lucru	100 : 1	100 :1	100:1
Suprafata carburilor, %	27,64	16,52	17,85
Intersectie carburi, mm/mm^2	27,05	33,25	238
Nr. de carburi/mm^2	1046	2012	313793
D. mediu al carburilor, mm	0,0258	0,016	0,0008
Repartitia carburilor pe clase de dimensiuni			
0 - 2 μm	330	403	0 - 0,5 mm 190047
2 - 4	258	489	0,5 - 1,0 61589
4 - 8	185	478	1 - 2 39342
8 - 16	145	433	2 - 4 13130
16 - 32	73	169	4 - 8 1586
32 - 64	42	37	8 - 16 -
63 - 128	13	2	16 - 32 99
peste 128	0,2	-	peste 32

Tabelul 3

Rezultatele determinarilor de difractometrie, uzura si duritate
EDA, wear and hardness measurement results

Stare	Proportia de,%			Pierdere în greutate, g	Duritati, HRC
	Carburi eutectice	Troostita + martensita + carburi secundare	Austenita		
Turnare	27,64	72,36	-	0,624	47
Turnare - revenire	27,64	72,36	-	0,540	49
Turnare + calire + revenire	17,79	83,21	-	0,291	53
Turnare	16,52	83,45	[illegible]3	0,315	49
Calire 980°C/1 h/aer	16,32	73,48	10	-	51
Calire + revenire (480°C/aer)	16,52	84,48	2	0,213	58,5

tometrice se coreleaza cu cele de microscopie optica cantitativa. Variatiile de duritate sunt legate de starile de prelucrare si în special de compozitia chimica iar pierderile în greutate sunt legate de tratamentul termic aplicat.

Concluzii

Efectuarea cercetarilor experimentale pe corpuri de macinare (cilpebsuri) obtinute prin turnarea sarjelor experimentale din fonte albe cu continut de carbon apropiat dar cu valori diferite alc continutului de crom (1,40; 7,41; 13,80%) a dus la obtinerea de rezultate diferite în stare turnata si în special în urma tratamentelor termice.

In cadrul macinarii unor materiale moi se pot utiliza cu rezultate bune fonte albe cu 1% Cr, asa cum recomanda si STAS 7600-80, cu mentiunea ca aplicarea tratmentului termic de revenire la 320-350°C asigura corpurilor de macinare conditii mai bune în exploatare.

In situatia macinarii unor materiale dure, se recomanda o compozitie chimica îmbunatatita (cu majorarea procentului de crom) dar si cu variante adaptate de tratament termic adecvat.

REVISTA REVISTELOR

METALLURGICAL PLANT AND TECHNOLOGY, GERMANIA, 1993, Nr.3

- *Tendinte în dezvoltarea elaborarii otelului în convertizor cu oxigen, p.4*
- *Piata europeana unica-eticheta gresita?, p.22*
- *Echipament electric pentru instalatiile de turnare-laminare, p.26*
- *Evolutia, situatia la zi si aspecte viitoare ale elaborarii otelului, p.32*
- *Sistem de sublance înclinata pentru controlul procesului de insuflare, p.42*
- *Uscarea si preîncalzirea electrica a captuselilor refractare, p.46*
- *Imbunatatirea calitatii sleburilor cu ajutorul sistemelor perfectionate de control al nivelului în cristalizor, p.50*
- *Stadiul dezvoltarii laminoarelor Steckel, p.56*
- *Sisteme de uniformizare a tensiunilor pe liniile de placare, p.70*
- *Sisteme moderne de automatizare a masinilor de turnare continua si a laminoarelor, p.76*
- *Sistem de automatizare distributiva într-o otelarie electrica, p.82*

CU PRIVIRE LA TRATAMENTUL TERMIC DE FERITIZARE A UNEI FONTE CU GRAFIT NODULAR

Dr. ing. N. Popescu, ing. C. Alexandru, ing. Elena Mocanu - Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.: 621.785

Unele piese de constructii mecanice destinate fabricarii de pompe hidraulice sunt turnate din fonta cu grafit nodular, cu masa de baza predominant (sau total) feritica. Este si cazul fontei simbolizate Fgn450-7, utilizata la turnarea de piese statice cu pereti subtiri (g=7÷15 mm), precum capace (g=7÷10 mm). Compozitia chimica a fontei este astfel stabilita încât sa se limiteze continuturile de elemente antigrafitizante (Mn ≤ 0,2%, Cr ≤ 0,1%), iar pentru a asigura o buna fluiditate trebuie ca elementele grafitizante sa aiba continuturi corespunzatoare obtinerii unei fonte usor hipereutectice (C = 3,6 + 4,0%; Si = 2,4+2,8%; C_{ech} = 4 + 4,9%), precum si fosfor relativ ridicat (0,04+0,08%P).

Datorita dificultatilor de a dispune de materiale de sarjare foarte pure si a necesitatii economice de a utiliza returile proprii (maselote, culee) continuturile în mangan si crom depasesc - deseori - limitele impuse, situându-se în jur de 0,4% Mn si 0,2%Cr, ceea ce conduce la apar[illegible] de carburi libere (cementita aliata cu mangan si crom), ceea ce impune aplicarea unui tratament termic de recoacere, de grafitizare - feritizare, dificil de realizat. In numeroase cazuri devine necesara repetarea acestei recoaceri, întrucât proportia de perlita depaseste limita maxima admisibila de 20%, fapt care se reflecta în scaderea valorilor alungirii la rupere.

Materialul si metoda de cercetare

In vederea stabilirii celui mai indicat regim de recoacere, capabil sa fie aplicat sarjelor cu compozitie chimica normala, precum si acelora la care se depasesc limitele elementelor carburigene, în prezenta lucrare s-a studiat influenta unor parametri tehnologici termici si temporali asupra gradului de feritizare a unei fonte având urmatoarea compozitie chimica (%):

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
3,83	2,20	0,49	0,015	0,064	0,16	0,10	0,30

Fonta a fost elaborata industrial, într-un cuptor cu inductie si a fost nodulizata cu magneziu (0,065%Mg remanent) si post- modificata cu Fe-Si în oala. Fonta lichida s-a turnat în piesa (capace, corpuri de cilindrii) si în probe cilindrice în trepte cu diametrele de 7,13 si 20 mm având lungimea de 100 mm treapta si în probe ϕ10x100 mm destinate tratamentelor experimentate, analizei metalografice si încercarilor de duritate si tractiune.

Analiza microscopica si durimetrica a probelor în trepte a dat urmatoarele rezultate:

Grosime, mm	7	10	13	20
Grad de nodulizare,%	60 - 70%	70 - 80%	70 - 80%	peste 80%
Nodule/mm^2	cca 300	cca 250	cca 220	cca 200
Microstructura *	60P + 40K'	75P + 25K'	85P + 3F + 12K'	90P + 2F + 8K'
* P - perlita;	K' - carburi primare;	F - ferita;	Cifrele indica procente medii	
Duritate, HV30	406 - 420	368 - 383	331 - 347	301 - 315

Prezenta carburilor primare în proportie crescatoare cu reducerea grosimii de perete este o urmare firească a faptului ca fonta are continutul de siliciu sub cel minim impus si continuturile de Mn si Cr peste limitele maxime admise.

Starea de turnare impune aplicarea unui tratament termic combinat format din grafitizarea carburilor primare, urmata de feritizarea propriu-zisa (însotita de grafitizarea eventualelor carburi secundare eutectoide). Este, de altfel, si regimul utilizat industrial, care consta din încalzirea la 910^{0}C /4h, urmata de racire

lenta (v_r = 40^{0}C/h) până la 740^{0}C si de o mentinere de 5h la 740^{0}C, cu racire finala în aer, ceea ce înseamna un tratament cu durata totala de 15 ore.

Având în vedere starea de turnare mentionata, s-a efectuat o prima încercare experimentala, pentru determinarea temperaturii de descompunere a carburilor primare la o durata de 1h (în loc de 4h folosita în tratamentul industrial). Încercarea a constat în calirea succesiva a unor probe - trepte de la temperaturi cuprinse între 750 si 960^0 C/2h/apa si în determinarea proportiei de carburi primare si a duritatii. Acest prim experiment a permis determinarea temperaturii de grafitizare din ciclul de recoacere.

In continuare s-a trecut la cercetarea fazei de feritizare, în care scop s-a folosit un experiment factorial, programat de tipul 2^3, având-se ca variabile independente viteza de racire de la temperatura de grafitizare ($v \equiv x_1$), temperatura treptei izoterme ($T_2 \equiv x_2$) si durata de mentinere pe treapta izoterma ($t_3 \equiv x_3$).

Ca variabile dependente s-au considerat proportia de ferita (F), duritatea (HV_{30}) si caracteristicile mecanice de tractiune (R_m, A) determinate pe epruvete cu dimensiunile zonei calibrate ϕ6x20 mm.

Rezultate obtinute. Discutii si interpretare

Experimentul de calire succesiva a dus la urmatoarele rezultate:

D_2,mm	7		13		20	
Tcal,^{0}C	HV_{30}	%K'	HV_{30}	%K'	HV_{30}	%K'
750	468	40	415	12	392	8
780	732	30	715	12	712	6
810	763	12	737	10	748	4
840	793	8	793	6	782	3
870	712	6	677	4	662	2
900	662	4	605	urme	640	urme
930	662	urme	605	0	583	0
960	613	0	583	0	583	0

Se constata ca temperatura de descompunere a carburilor primare la durata de o ora este de 900 - 930^0 C. De asemenea începând de la 870^{0}C duritatea are tendinta de scadere, explicabila prin: cresterea continutului de carbon dizolvat în austenita, scaderea corespunzatoare a punctului m_s al masei metalice de baza si aparitia austenitei reziduale în structura de calire. In aceste conditii, temperatura de 910^{0}C utilizata industrial este justificata, dar folosirea duratei de 4 ore poate sa provoace o îmbogatire suplimentara în carbon a austenitei si sa creeze dificultati în treapta de feritizare izoterma. Din aceste motive, în experimentul factorial ulterior s-a ales temperatura de 900^{0}C, cu

Tabelul 1

Matricea experimentului factorial 2^3
2^3 factorial test matrix

Exp. nr	Variabile independente						Variabile dependente			
	x_1 (v_r)		x_2 (T_2)		x_3(t_3)		y_1	y_2	y_3(Rm)	y_4(A)
	Cod	Nat.	Cod	Nat.	Cod	Nat.	Ferita,%	HV_{30}	N/mm^2	%
0	0	60^{0}C/h	0	740^{0}C	0	2h	80 70 75	160 177 170	388 442 427	9,0 7,5 7,0
1	+ 1	120	+ 1	780	+ 1	4	5(retea)	275	633	2,0
2	+ 1	120	+ 1	780	- 1	1	10(retea	301	677	4,5
3	+ 1	120	- 1	700	+ 1	4	75	170	467	6,5
4	+ 1	120	- 1	700	- 1	1	70	184	455	7,7
5	- 1	30	+ 1	780	+ 1	4	5(retea)	252	636	3,0
6	- 1	30	+ 1	780	- 1	1	2	330	743	5,3
7	- 1	30	- 1	700	+ 1	4	85	160	400	10,0
8	- 1	30	- 1	700	- 1	1	75	181	469	7,0

durata de încalzire si mentinere de doua ore.

In tabelul 1 este prezentata matricea experimentului factorial, realizat cu opt experimente factoriale la nivelele maxime si minime ale variabilelor independente si cu trei experiente paralele, la nivelul mediu al acelorasi variabile. Notatiile corespund celor din figura 1, în care se prezinta ciclul de baza al recoacerii de grafitizare - feritizare.

În urma prelucrarii matematice a rezultatelor experimentale s-au obtinut urmatoarele modele matematice codificate concordante:

$y_1 = 44-35{,}375x_2$

$y_2 = 228 + 57{,}875x_2 - 17{,}375x_3 + 7{,}375x_1x_3 - 8{,}625x_2x_3$

$y_3 = 560 + 112{,}25x_2 - 29x_3$

$y_4 = 44 - 35{,}375x_2$

Se constata ca toate caracteristicile determinate sunt influentate de temperatura treptei de feritizare izoterma (T_2), procentul de ferita si duritatea fiind influentate numai de acest parametru tehnologic. Influenta neta a temperaturii respective rezulta clar din microstructurile prezentate în figura 2.

Din aceeasi figura se mai constata ca în cazul temperaturii $T_2 = 700^0C$ care a dat cele mai bune rezultate la durate scurte (1h) perlita ramasa are tendinta de globulizare, dar prelungirea duratei (4h) descompune aproape complet si cementita globulara dispusa intercelular. Influenta duratei de mentinere în treapta de feritizare izoterma se manifesta pregnant si asupra caracteristicilor de rezistenta (duritate, rezistenta la rupere), care scad vizibil o data cu cresterea acestei durate.

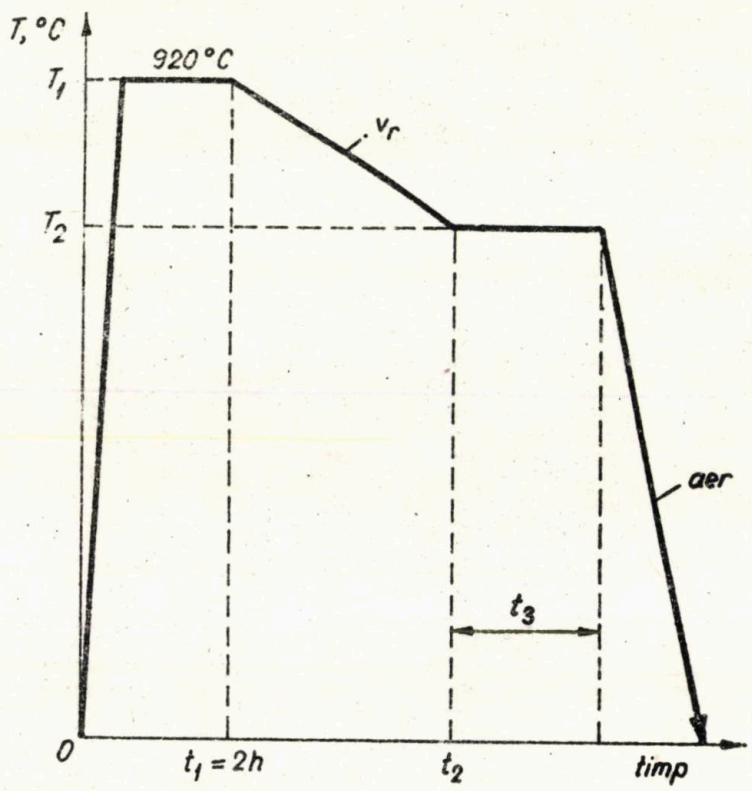


Fig. 1

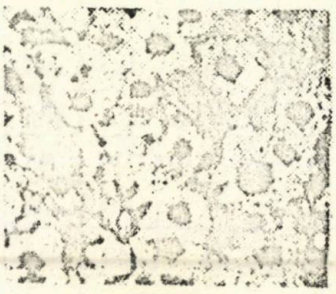
Ciclul termic utilizat în experientele factoriale
Heat treatment cycle used in factory tests

Experienta 01
$v_r = 60^0/h$
$T_2 = 740^0C$
$t_3 = 2h$

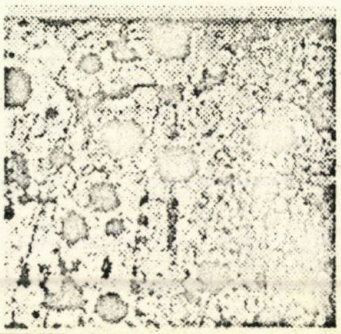
Experienta 5
$v_r = 30^0/h$
$T_2 = 780^0C$
$t_3 = 4h$

Fig. 2

Microstructuri tipice în unele experiente factoriale
Typical microstructures for certain factory tests



Experienta 4
$v_r = 120^0/h$
$T_2 = 700^0C$
$t_3 = 1h$



Experienta 7
$v_r = 30^0/h$
$T_2 = 700^0C$
$t_3 = 4h$

Concluzii

Experimentul factorial a pus în evidenta influenta temperaturilor de austenitizare si de mentinere în treapta izoterma de functionare, precum si influenta - mai redusa - a duratei de mentinere în treapta izoterma. Pe baza rezultatelor obtinute s-a propus regimul de recoacere de feritizare cu urmatorii parametri termici si temporali:

$T_1 = 920^0C$; $t_1 = 2h$; $v_r = 30^0C/h$; $T_2 = 700^0C$; $t_3 = 2h$

Cu aceste valori se asigura obtinerea a minimum 75% ferita si a caracteristicilor mecanice impuse ($R_m \geq$ $\geq 450 N/mm^2$; $A \geq 7\%$), cu o durata totala a tratamentului de 11,5h în loc de 15h.

Tratamentul propus a dat rezultate bune si în cazul continuturilor depasite de Mn $\cong$ 0,5% si de Cr $\cong$ 0,2%, deoarece perlita ramasa are tendinte de globulizare.

REVISTA REVISTELOR

STAL, FEDERATIA RUSA, 1993, Nr.1

- *Problemele procesului de elaborare a otelului în Federatia Rusa, p.1*
- *Estimarea comparativa a eficientei utilizarii combustibilului în furnal si în instalatiile de reducere a fierului în faza lichida, p.7*
- *Imbunatatirea indicatorilor de functionare a furnalelor utilizând suflarea combinata, p.11*
- *Inversiunea câmpului de temperatura si problemele stabilitatii functionarii furnalului, p.15*
- *Analiza subansambiurilor de actionare a instalatiilor de încarcare fara con tip pâlnie cu transportor gravitational, p.20*
- *Analiza starii si directiile de baza ale dezvoltarii turnarii continue a otelului în fosta U.R.S.S., p.22*
- *Productia de semifabricate turnate continuu pentru profile cu destinatie diferita, p.24*
- *Masini de viitor pentru turnarea continua orizontala a fierburilor, p.29*
- *Asimilarea productiei de tagle turnate continuu pentru tevi la Uzina de tevi Volga, p.31*
- *Influenta continutului de incluziuni nemetalice în blumurile turnate continuu, p.34*
- *Turnarea continua a otelului 12H18N10T pe masini orizontale, cu extragerea bilaterala a semifabricatului fara curatirea metalului turnat, p.37*
- *Eficienta sistemelor de control cu microprocesoare al starii utilajului de turnare continua a semifabricatelor, p.38*
- *Silicomanganul - baza pentru colaborarea Ucrainei cu Japonia, p.41*
- *Productia - marfa laminata la cald din otel 10HNDP, p.44*
- *Studierea vibratiilor la laminorul cu cinci caje 2030, p.47*
- *Influenta caracteristicilor lichidului de ungere si racire asupra paremetrilor tehnologici de laminare a tablei, p.52*
- *Perfectionarea calibrelor cuplate tip cutie, p.53*
- *Utilaj pentru îndreptarea discurilor de la ferastraiele metalurgice, p.57*
- *Verificarea, corectarea si calculul calibrelor de la agregatele de sudare electrica a tevilor, p.58*
- *Calitatea si fiabilitatea cablurilor de palan, fabricate la combinatul metalurgic Beloretk, p.61*
- *Proprietatile otelurilor pentru constructii, elaborate din încarcatura pura, p.64*
- *Eficienta racirii accelerate a laminatelor la executarea profilelor fasonate, p.68*
- *Fabricarea conductelor de gaze din otelul cu clasa de rezistenta K-54 pentru regiunea Norilsk, p.71*
- *Premise tehnologice si de structura în obtinerea tablelor subtiri din otel anizotropic electrotehnic de o noua generatie, p.74*
- *Formarea structurii în otelul anizotropic electrotehnic la recoacerea în atmosfere diferite, p.76*
- *Particularitatile structurii si proprietatile otelurilor noi izotropice nealiate, trase la rece, p.78*
- *Structura si proprietatile magnetice ale aliajului de Fe + 6,5%Si calit rapid, p.79*
- *Oteluri electrotehnice cu continut ridicat de siliciu, p.81*
- *Perfectionarea metodologiei de calculare a costului produselor siderurgice, p.83*
- *Refolosirea deseurilor de mare tonaj, rezultate din industriile metalurgice, p.86*
- *Planuri de perspectiva privind protectia mediului ambiant, p.88*

DEFORMATILE REMANENTE SI COMPORTAREA LA UZARE IN CAZUL APLICARII CICLURILOR COMPLEXE DE TRATAMENTE TERMICE CU BORURARE LA SAPELE DE FORAJ CU TREI CONURI

Prof. dr. doc. st. ing. D. Raseev , dr. ing. Maria Talle - Universitatea I ..esti

C. Z.:621.785

La ..atamentele termochimice, tensiunile remanente sunt generate de mod..icarea compozitiei chimice a stra..ilor superficiale, de aparitia unor faze noi, de transformari de faz.. si de regimurile termice aplicate.

La tratamental termochimic de borurare pot aparea tens..ni remanente importante, care în conditiile unor straturi superficiale fragile pot determina fisurarea si exfolierea acestora.

D.. ramele tensiuniior remanente în stratul borura.. otelurilor [1],[2],[3] au aratat ca în stratul borurat iau nastere tensiuni de compresiuni pe întreag.. adâncime a zonei de boruri. Pentru straturile bifazice, în zona de trecere de la borura FeB la borura Fe..B, tensiunile de compresiune cresc brusc si ating valoarea maxima la capetele acelor de borura FeB. In zona de borura compacta Fe_2B, tensiunile de compresiune se ..esoreaza reducându-se complet la capetele ac..lor. In schimb în miez sunt prezente tensiuni de ..ndere. Daca stratul borurat este monofazic, form.. în borura Fe_2B, tensiunile de compresiune se ..otin pe suprafata probei, iar pe masura îndepartarii de suprafata acestea se reduc treptat.

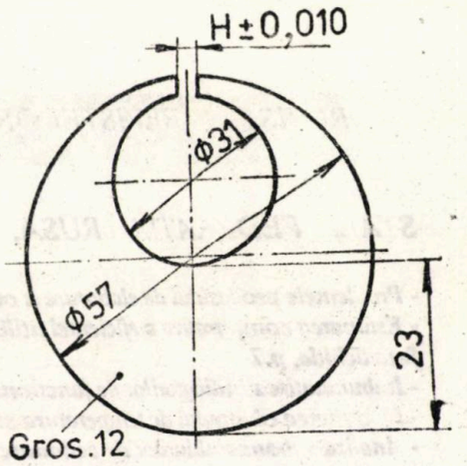


Fig. 1
Epruveta potcoava French
French horse shoe test piece

Tensiunile remanente se determina de obicei prin metode directe, ..tructive, ce nu permit însa folosirea acelorasi pro.. pentru efectuarea unor încercari si determinari succesive [1],[2],[3].

Tabelul 1

Deformatii la tratamente termice aplicate pe probe borurate si pe probe decarburate si borurate
Strain after heat treatment of borided samples and of decarburised and borided samples

Deformatia,mm / Ciclul de tratament termic	Cementare (Cem)	Calire (C_I) I	Decarburare (D)	Normalizare (N)	Borurare (B)	Calire II τ = 3h (C_{II})	Calire II τ = 6h (C_{II}*)	Revenire joasa (R)	Deformatia finala totala, mm
Cem + C_I + B + C_{II} + R	0,140		-	-	- 0,098	- 0,125	-	+ 0,038	- 0,330
Cem + C_I + B + C_{II}* + R	- 0,146		-	-	- 0,102-	-	- 0,099	+ 0,035	- 0,312
Cem + N + B + C_{II} + R	- 0,045	-	-	+0,032	- 0,101	-0,130	-	+ 0,031	- 0,214
Cem + N + B + C_{II}* + R	- 0,050	-	-	+ 0,036	- 0,104	-	-0,102	+ 0,031	-0,188
Cem + C_I + D+ B + C_{II} + R	- 0,148		+0,243	-	- 0,082	-0,101	-	0,028	-0,061
Cem + C_I + D+ B + C_{II}* + R	- 0,142		+0,250	-	-0,082	-	-0,102	+0,034	-0,042
Cem + D+ N + B + C_{II} + R	- 0,050	-	+0,233	-0,039	-0,079	-0,105	-	+0,032	-0,008
Cem + D+ N + B + C_{II}* + R	- 0,049	-	+0,245	-0,040	-0,085	-	-0,106	+0,038	+0,003

Tabelul 2

Polinomul $u = a_0 + a_1\tau$; valoarea lui ρ si a coeficientului de uzura pe cuple tratate dupa cele opt cicluri studiate

The $u = a_0 + a_1\tau$ polynom; the value of ρ and of the wear coefficient four bearings treated according to the eight cycles

Numarul ciclului de tratament termic	Tratamente termice aplicate rolei	Rola (R) Sabot (S)	$u_m = a_0 + a_1 t$	ρ	Uzura totala, mg	τ, h	t/ °C	Coeficient de uzura, mg/h
1	Cem + C_I + B + C_{II} + R	1R	$u = -0,66 + 2,15\tau$	0,99	18,2	8	110 - 120	2,275
		1S	$u = 1,39 + 0,4\tau$	0,65	13,5	8		1,687
2	Cem + C_I + B + C_{II}^* + R	2R	$u = 1,17 + 1,25\tau$	0,98	11	7	110 - 130	1,571
		2S	$u = -0,06 + 0,63\tau$	0,96	4,7	7		0,671
3	Cem + N + B + C_{II} + R	3R	$u = -0,17 + 1,4\tau$	0,99	10,6	8	110 - 130	1,325
		3S	$u = -0,09 + 0,83\tau$	0,98	6,7	8		0,837
4	Cem + N + B + C_{II}^* + R	4R	$u = -0,35 + 1,9\tau$	0,97	14,4	8	130 - 140	1,8
		4S	$u = 3,64 + 2,15\tau$	0,99	21,2	8		2,65
5	Cem + C_I + D + B + C_{II} + R	5R	$u = 2,05 + 0,53\tau$	0,98	6,8	8	140 - 150	0,85
		5S	$u = 4,32 + 2,8\tau$	0,99	27	8		3,375
6	Cem + C_I + D + B + C_{II}^* + R	6R	$u = 0,41 + 1,8\tau$	0,99	9,4	8	130 - 150	1,175
		6S	$u = 2,67 + 3,03\tau$	0,99	25,6	8		3,2
7	Cem + D + N + B + C_{II} + R	7R	$u = 2,9 + 1,12\tau$	0,99	10,4	7	130 - 150	1,486
		7S	$u = 3,8 + 2,4\tau$	0,95	19,7	7		2,814
8	Cem + D + N + B + C_{II}^* + R	8R	$u = 2,2 + 1,1\tau$	0,98	11,4	8	130 - 140	1,425
		8S	$u = 5,82 + 2,75\tau$	0,99	28,1	8		3,512

Obiectivele urmarite prin prezenta cercetare, în care tratamentul termochimic de borurare trebuie încadrat într-o succesiune de operatii tehnologice impuse de fabricatia sapelor de foraj cu trei conuri, nu pot fi realizate folosind metode distructive de cercetare a deformatiilor si tensiunilor remanente, deoarece aceste metode nu permit stabilirea influentei fiecarei trepte de tratament termic asupra marimii tensiunilor si deformatiilor. In consecinta, s-a optat pentru folosirea unor metode de cercetare nedistructive, folosindu-se pentru efectuarea încercarilor epruvete potcoava French [4] (fig.1) ce se caracterizeaza printr- o sensibilitate mare la variatia tensiunilor ce se pun în evidenta prin deformatii masurabile.

Epruvetele s-au realizat din otel de falca 20MoCrNi06 si au fost supuse celor opt cicluri de tratamente termice si termochimice precizate în lucrarea [5]. Dupa fiecare tratament termic sau termochimic, cota H s-a masurat folosind un microscop optic. Deformatiile calculate ca medie aritmetica a masuratorilor pentru fiecare determinare pe câte trei probe sunt date în tabelul 1.

Tratamentul termochimic de borurare asigura, prin structura specifica si prin duritatea foarte ridicata a stratului superficial, cresterea rezistentei la uzura prin frecare uscata si în conditii de ungere, superioara rezistentei la uzura ce se asigura prin calire CIF, cementare sau carbonitrurare [6] - [10].

Pentru a se cerceta eficienta fiecaruia din cele opt cicluri complexe de tratamente termochimice s-a studiat comportarea la uzura pe masina Amsler, deoarece prin cercetari anterioare [11],[12] s-a demonstrat ca încercarile pe aceasta masina permit stabilirea unor concluzii valabile privind comportarea în exploatare a cuplelor experimentale dupa aceasta metodologie.

Incercarile se pot efectua folosind epruvete cilindrice cu diametrul cuprins între 30 si 50 mm, grosimea de 10 mm, sarcini între 10 si 2000 N, viteze de rotatie de 200 si 400 rot/min, permitând masurarea si înregistrarea momentului de frecare.

Rolele ce au simulat butonii sapei s-au realizat din otel de falca 20MoCrNi06, cu suprafata cilindrica exterioara rectificata si s-au tratat dupa cele opt cicluri de tratamente termice si termochimice [5].

Sabotii din cuplele de frecare, ce au simulat prin suprafetele lor interioare lagarul conului, s-au realizat din otel de con 17MoNi35, tratati conform ciclului aplicat conurilor sapelor de foraj [5], având duritatea în stratul cementat si calit de 685 HV_{30}, iar în miez HB = 429.

Incercarile s-au efectuat în urmatoa ele conditii: sarcina de lucru 2000 N, viteza de rotatie a rolei 200 rot/min, viteza de alunecare 0,419 m/s, timp de încercare 8 ore, lubrifiant - unsoare consistenta de extrema presiune U230Ca_2EPM. S-au înregistrat momentul de frecare si temperatura (masurata cu ajutorul unui termocuplu fixat în sabot la 1 - 1,5 mm de suprafata de lucru).

La intervale de câte o ora s-au cântarit atât rola cât si sabotul fiecarui cuplu de frecare.

In conditii de functionare normala, dupa o perioada de rodaj uzura trebuie sa se încadreze într-o dependenta liniara:

$$y = a_0 + a_1 x \qquad (1)$$

unde y - uzura : U_m, mg;

x - timpul : τ, h;

a_0 - coeficientul de uzura corespunzator rodajului ;

a_1 - coeficientul de uzura specifica [13], mg/h; (criteriul obiectiv de apreciere a comportarii la uzura).

Inscrierea datelor experimentale obtinute în dependenta mentionata s-a verificat cu ajutorul coeficientului de corelatie ρ [13].

Datele privind încercarile efectuate si rezultatele obtinute sunt date în tabelul 2.

In urma analizei datelor din tabelele 1 si 2 se pot trage urmatoarele concluzii:

1. Aplicarea unui tratament termochimic de borurare pe suport cementat si decarburat genereaza deformatii la compresiune de (6...8) ori mai mici (-0,003 ... 0,006 mm), ca în cazul borurarii pe suport cementat (0,189 ... -0,330) mm; influenta hotarâtoare pentru primul caz este tratamentul de decarburare, care introduce deformatii de întindere de peste doua ori mai mari decât în cazul neaplicarii lui.

2.Deformatii minime se obtin în cazul aplicarii ciclurilor: cementare + normalizare + borurare + calire II (6 ore) + revenire joasa (ciclul nr.4); cementare + decarburare (0,11 ... 0,145mm) + normalizare + borurare + calire II (6 ore) + revenire joasa (ciclul nr.8), acestea fiind considerate drept optime în ceea ce priveste structura si caracteristicile mecanice (microduritatea) ale stratului borurat [5].

3. Incercarile la uzura au scos în evidenta o dependenta liniara a uzurii în raport cu timpul, deci o comportare normala la uzura.

4. Dintre procesele tehnologice optimizate pe baza structurilor si caracteristicilor mecanice, cele mai bune rezultate privind comportarea la uzura au fost obtinute în cadrul cuplului:

» *cementare + normalizare + borurare + calire II (6 ore) + revenire joasa (ciclul nr.4), când dupa 8 ore de functionare rola nu prezinta nici o fisura pe suprafata borurata.*

O comportare la fel de buna a avut si cuplul:

» *cementare + normalizare + borurare + calire II + revenire joasa (ciclul nr.3).*

In consecinta, rezulta ca cele doua cicluri mentionate asigura, în conditiile respectarii parametrilor stabiliti prin cercetari efectuate [5], [14], [15], [16] cele mai bune rezultate din punct de vedere al structurii caracteristicilor mecanice si al comportarii la uzura, fiind recomandate a fi aplicate la fabricatia sapelor de foraj cu trei conuri, cu lagare de alunecare etanse.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Rile, M.** : *Pricinî obrazovania trescin v borirovanîh sloiah stali.* Metallovedenie i termiceskaia obrabotka matallov, nr. 10, 1974.

[2] **Babuskin, B.V. Polialov, B.Z.**: *Ostatocinîe napreajenia v stali posle nasîscenia borom in rasplavov.* Metallovedenie i termiceskaia obrabotka matallov, nr. 7, 1973.

[3] **Dukarevici, I.S.**: *Vlianiie fazovogo sostava borirovannogo slaia na ostaticinîe napriajenia.* Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, nr.10, 1968.

[4] **Mante, ST., Dulamita, T**: *Teoria si practica tratamentelor termice.* Editura tehnica, Bucuresti, 1986

[5] **Raseev D-tru, Talle Maria:** *Optimizarea tratamentelor termice pre-si post-borurare la sapele de foraj cu trei conuri,* Metalurgia nr.10, 1993

[6] **Eyre, I.S.** *Effect of boronising on friction and wear of ferrous Metal.* Wear, 34, 1975.

[7] **Spataru I.** : *Contributii la studiul aplicarii în practica a tratamentului termochimic de borurare în mediu de sticla topita.* Teza de doctorat, Universitatea Brasov, 1981.

[8] **Kragelsky, I.V. Alisiu, V,V:** *Friction wear lubrification.* MIR PUBLISHERS, Moscova, 1981.

[9] **Habig, K.M.,Yau, Li** : *Ranheits und verschleis priifungen du verschleis Schutzschichten.* H.T.M. nr4, 1982.

[10] **White, R.D., Scot, V. D.** *Sliding wear evalution of boronised austenitic of alloys. Metals technology. vol.11, 1984.*

[11] **Raseev, D-tru,Tudor, I., Marcu, M. Talle Maria:** *Cercetari metalurgice si de comportare la uzura a elementelor sapelor cu trei conuri, carora li s-au aplicat tratamente termochimice noi. Contract de cercetare, I.P.G., 1983.*

[12] **Raseev D.,Tudor I., Marcu M.,Talle Maria:** *Incercari de laborator pe masina tip Amsler si pe stand I.P.G. - 1 pentru lagarele de alunecare ale sapelor cu trei conuri.* Contract de cercetare, I.P.G., 1981.

[14] Musinschi I.Z.: *Prelucrarea matematica a experimentelor*. Editura tehnica, Bucuresti, [illegible].

[15] **Raseev D-tru, Talle Maria:** *Cinetica si mecanismul procesului de bonrare al otelului în mediu solid.* Mecanica aplicata, nr.5, 1983.

[16] **Raseev D-tru, Talle Maria:** *Procedeu de realizare a lagarelor unei sape cu trei conuri de forare.* Brevet de inventie nr.148585, 1991.

REVISTA REVISTELOR

FEDERATIA RUSA, 1993, NR.2

Societatea internationala a metalurgistilor din C.S.I. - inceput de drum, p.1
Studiul functionarii gazodinamice a masinilor de aglomerare AKM-312 de la C.M. Nijni Tagil, p.5
Distributia periferica a incarcaturii în furnalul cu dispozitive de încarcare cu jgheab, p.11
Congresul otelarilor din octombrie 1992 - Moscova; expunere succinta a referatelor prezentate, p.17
Solutii noi în proiectarea si reconstructia otelariilor în functiune, p.27
Imbogatirea cu fier vechi a otelariilor, îmbunatatirea calitatii si pregatirea acestuia, p.29
Folosirea de noi materiale refractare pentru otelarii si organizarea acestora, p.30
Situatia ecologica a industriei otelului si directiile de baza ale îmbunatatirii acesteia, p.31
Procedeul de reducere în faza lichida, p.32
- Conferinta internationala tehnico-stiintifica "Problemele actuale ale electrometalurgiei otelului" - Celeabinsk, sept.1992, p.33
- Seminarul international "Volga - Elsteel, '92" privind modernizarea si îmbunatatirea activitatii productiei de otel electric - Volgograd, oct.1992, p.37
Studierea influentei reciproce a fazelor cuptoarelor electrice cu trei electrozi pentru elaborarea feroaliajelor în scopuri de comanda, p.43
- Cercetari experimentale privind solicitarea utilajului auxiliar al bluming-ului 1250 de la C.M. Celeabinsk, p.47
- Verificarea experimentala a modelelor matemnatice de laminare cu imitarea deplasarii axiale a cilindrilor, p.53
- Tehnologia de pregatire a tablei laminate la rece pentru aplicarea acoperirii cu aluminiu si zinc, p.55
- Recondiționarea si durificarea sculelor deformate la cald, p.57
- Tevi cu gabarit mare pentru rolele din otel 25H1M1F (R2) bandajate de la MTZ, p.60
- Perfectionarea tehnologiei de îndreptarea a tevilor pe laminoarele cu cilindri oblici, p.63
- Utilizarea dispozitivelor de preformare pe suporti pendulari la fabricarea cordului metalic, p.65
- Studierea uzurii cilindrilor de la laminorul cu 20 de caje pentru laminarea microbenzilor, p.68
- Stabilirea posibilitatii de efectuare a laminarii controlate a tevilor pe instalatia de laminare a tevilor 140, p.71
Tratamentul combinat termic si de deformare a otelului cu structura bainitica, p.75
- Formarea fazei carbidice (de carbura) în cilindrii din fonta cu continut ridicat de crom, p.78
- Experienta elaborarii aliajelor dure magnetice pe baza de Fe- Cr-Co pentru magneti permanenti, p.81
- Puterea de concurenta a produselor siderurgice rusesti, p.84
- Extractia zincului din deseurile rezultate de la zincare, p.89

NKK TECHNICAL REVIEW, JAPONIA, 1993, Nr.67

Otel pentru constructii produs de NKK, p.1
- Constructia capitolelii insulei artificiale de pe autostrada ce traverseaza golful Tokio, p.13
Incercarile la vibratii ale podului din golful Yokohama, p.24
Prognozarea amplitudinii raspunsului la excitatia indusa în maxim, p.32
- Inovatii în fabrica de poduri a uzinei Tsu (liniile de debitare cu laser si asamblare automata), p.38
Noi linii de asamblare pentru constructii cu cadru metalic la uzinele Shimizu, p.48
- Sistem de detectare a fisurilor în slebiturile pentru otel beton, p.54
Evaluarea acoperirilor si sistemul expert pentru poduri, p.61
Proiectarea unui turn de otel în forma cilindrica pentru a rezista vibratiilor la vînt, p.69

PROCESE DE BORURARE REALIZATE PRIN TURNAREA CU MODELE GAZIFICABILE DIN POLISTIREN

Dr. ing. I. Chira, ing. I. Margincan - Universitatea "Politehnica", Bucuresti
Ing. Elena Margincan, ing. Roxana Ruxanda - I.N.T.E.C. - S. A. Bucuresti

C.Z.:621.94.32

Suprafetele metalice supuse uzurii prin frecare mecanica, cu sau fara ungere (cupla metal-metal) sau abraziva (cupla metal-abraziv sau metal-mediu abraziv-metal) impun, aproape fara exceptie, duritati ridicate ale straturilor superficiale, care reprezinta factorul preponderent de micsorare a uzurii. Reducerea coeficientului de frecare previne încastrarea produselor uzarii în matrice si evita formele severe de distrugere si deteriorare, de tipul sudurii locale, aderentelor termice, formarea microjonctiunilor termomecanice si chiar griparea.

De cele mai multe ori, durabilitatea reperului respectiv în functionarea ansamblului tehnic industrial este conditionata si de o tenacitate ridicata sau, în orice caz, de plasticitati suficiente, care sa evite avariile prin rupere la solicitari de încovoiere (placile concasoarelor, arborii din lagare, cilindrii de laminor), socuri severe (blindajele si bilele corpurilor de macinare de la morile de clincher de ciment sau minereuri, din industriile primare extractive), ruperea sau smulgerea proeminentelor active dure, care realizeaza aschierea (scule de la prelucrarea mecanica), deformarea, pierderea geometriei initiale si chiar topirea locala ca urmare a unor compresiuni care depasesc rezistenta specifica (cazul unor lagare sau cuzineti supusi unor forte radiale exagerate sau unor viteze periferice ridicate, generatoare de caldura).

Obtinerea de structuri cu aceste caracteristici mecanice contradictorii, duritate si tenacitate-plasticitate ridicate, pe un acelasi material metalic este dificila din punct de vedere metalurgic.

Practic au fost dezvoltate fie monocompozitiile, fie sistemele bi - sau polimetalice. In primul caz sunt utilizate fontele cu mare sensibilitate structurala la viteza de racire de la solidificare si anume turnarea pieselor cu crusta dura (succesiuni de fonta alba - pestrita la exterior si fonta cenusie - tenace, la interior - la "miez") sau utilizarea otelurilor, cu strat superficial tratat termic, termochimic, galvanic (calire CIF, carburari-cementari, nitrurari, aluminizari, nichelari, cromari). In al doilea caz sunt realizate deformari plastice speciale (placari, semifabricate tip sandwich), turnari de piese armate (cu insertii), compozite cu particule sau fibre, depuneri si metalizari cu plasma, arc electric, fluxuri.

Otelurile cu strat superficial dur obtinut prin tratament termic de suprafata, termochimic sau prelucrari ciclomecanice (pentru obtinerea diferitelor tipuri de ecruisari) asigura durabilitati bune în conditii de uzura prin frecare mecanica si abraziva pentru o serie larga de domenii tehnice; dintre acestea, o serie de avantaje le prezinta straturile superficiale borurate, caracterizate de o duritate ridicata, rezistenta mare la coroziune si o buna aderare la matrice, fara deteriorari în timp, de tipul fisurilor, exfolierilor, ciupiturilor-pitting.

Din diagrama de echilibru binara Fe-B rezulta ca la temperatura ordinara apar solutia solida de bor în fier si compusii definiti Fe_2B, FeB si FeB_2. In straturile borizate ale otelurilor pot fi prezente si carboboruri complexe de tipul $Fe_3C_{0,2}B_{0,8}$ si $Fe_{23}(C, B)_6$ etc.

In cazul otelurilor aliate, în straturile superficiale se pot forma boruri complexe de tip Me_2B sau MeB; elementele de aliere ca molibdenul, cromul, wolframul, vanadiul si cobaltul, prin compusii pe care-i formeaza, frâneaza în principiu difuzia borului, iar nichelul si manganul au o influenta nesemnificativa în acest sens.

Borizarea depinde de mediul care cedeaza borul, compozitia chimica si structura otelului supus tratamentului, temperatura si durata procesului. Dintre mediile de borizare solide, cele mai des utilizate si mentionate în literatura sunt:

» *84%B_4C + 16 $Na_2B_4O_7$, la care se adauga 1% fluorborat de potasiu la masa de amestec;*

» *33% B amorf + 65% Al_2O_3 + 2% NH_4Cl, unde clorura de amoniu se foloseste drept activator;*

» *40% B_4C + 60% $Na_2B_4O_7$ [1],[2]. In functie de instalatiile folosite s-au dezvoltat procedee de borizare în containere închise, în instalatii cu vid sau instalatii încalzite prin curenti de inductie.*

Difuzia atomilor de transfer (bor) este marita prin cresterea temperaturii procesului, atât direct - prin amplificarea agitatiei termice a acestor atomi, cât si indirect prin marirea agitatiei termice a atomilor matricei (autodifuziei) si prin cresterea numarului de defecte de retea, în special a vacantelor.

Procesul este influentat deci de temperatura, de timp si natura si gradul de concentratie în substanta activa (ioni monoatomici) a mediului.

Pentru procesul de borizare în faza solida a sistemului, marirea temperaturii duce la intensificarea cineticii de patrundere si difuzie a atomilor de aport (bor) prin matricea aliajului, ca urmare a dilatarii retelei cristalografice a acestuia, marirea parametrilor reticulari si formarea de spatii adecvate de interstitie; oscilatiile termice ale atomilor retelei matricei în jurul centrului de echilibru creaza statistic pozitii momentane de oscilatii antagoniste a doua noduri vecine din retea, ceea ce duce la marirea certitudinii de interstitie a atomilor de aport.

Prin procesul de difuzie al atomilor de bor în aliajele de fier se formeaza un strat superficial de boruri: Fe_2B spre interior, la interfata cu matricea, mai saraca în bor (~8,8% B) si FeB la contactul nemijlocit cu mediul de borizare, mai bogata în bor (~16,2% B).

Aceste straturi superficiale borurate au duritati considerabile (1400 - 2400μHV), dar forma specifica, particulara, de aderare pe matricea suport, prin ramificatii tip "dinte" si grosimea lor nu prea ridicata (pâna la max. 300μm), duce la o tenacitate pe ansamblu satisfacatoare, astfel încât se obtine o duritate mare superficiala, cu o plasticitate-tenacitate buna a suportului de otel. In functie de particularitatile chimico-structurale ale matricei borurate superficial de mediul de borurare si parametrii termici ai procesului se obtin straturi monofazice (exclusiv din FeB) sau bifazice (Fe_2B si FeB), cu îmbinare franjurata cu matricea, cu un grad de "dintare" mai slab sau mai ridicat, cu aspect de strat superficial mai redus sau mai accentuat, mai fin sau mai grosier si, în consecinta, o anumita comportare tehnico-tehnologica.

Purtatorii de bor sunt: borul în stare amorfa, feroborul si carbura de bor care împreuna cu agentii de activare duc, prin intermediul unui proces termochimic de saturare în faza gazoasa, la borurare, prin difuzia atomilor de bor în matricea de fier.

In cazul utilizarii activizatorilor cu clor succesiunea reactiilor de obtinere a atomilor activi de bor este urmatoarea:

$$NH_4Cl \rightarrow NH_3 + HCl \quad (1)$$

$$2NH_3 \rightarrow N_2 + H_2 \quad (2)$$

$$2B + 6HCl \rightarrow 2BCl_3 + 3H_2, \quad (3)$$

$$FeB + 6HCl \rightarrow FeB_2 + 2BCl_3 + 3H_2 \quad (4)$$

$$2BCl_3 + 3H_2 \rightarrow 2B + 6HCl \quad (5)$$

$$2BCl_3 + Fe \rightarrow FeCl_3 + 2B \quad (6)$$

$$2Fe + B = Fe_2B \quad (7)$$

La temperaturi ridicate are loc în special reactia (5) de reducere a clorurii de bor cu hidrogen.

In cazul utilizarii carburii de bor:

$$B_4C + MeCl \rightarrow BCl_3 + Me + C \rightarrow B + Cl_2 + MeC \quad (8)$$

$$6B_4C + Na_2B_4O_7 \rightarrow 28B + 6CO + Na_2O \quad (9)$$

Lucrarea de fata îsi propune prezentarea unor cercetari realizate în scopul obtinerii unor straturi superficiale borurate, prin turnare, în principal prin procese de interactiune termochimica reciproca la interfata forma- aliaj, respectiv o "microaliere superficiala", selectiva, pe anumite zone ale suprafetei reperului turnat. Aceste încercari au fost axate pe tehnica utilizarii modelelor gazificabile din polistiren (procedeul special de turnare în "forme pline") care ofera largi posibilitati de dirijare a proceselor metalurgice la solidificarea topiturilor metalice [3], [4], [5], [6].

Aceste cercetari s-au efectuat considerând ca baza de referinta rezultatele obtinute în borurarea termochimica clasica, care au fost efectuate pe repere din OLC 15 STAS 880-88, din domeniul sculelor pentru deformarile plastice, matritelor pentru presarea substantelor farmaceutice, matritelor pentru presarea izostatica a pulberilor metalice, matritelor utilizate la turnarea sub presiune înalta, componentelor puternic solicitate la uzura de la masinile textile (came, axe, dornuri, tije, inele, mosorele) si elemente de consum, de mare uzura din instalatiile petroliere de foraj si echipamente din industria miniera si extractiva [7].

Aceste oteluri nealiate, carbon, de calitate, pentru cementare ajung dupa borurarea superficiala sa aiba o comportare satisfacatoare în exploatare, la un cost rezonabil si care nu complica nici tratamentul termochimic, prin lipsa elementelor de aliere; similar, la turnare s-a optat pentru oteluri obisnuite, cu un carbon apropiat celor tip OLC 15, în aceeasi idee a costului specific si a echipamentelor tehnologice relativ simple de producere (elaborate) si punere în forma (turnare).

Borurarea termochimica, prin împachetarea epruvetelor în pulberi active si conteinere etanse, s-a realizat prin regimuri termice de 900-950^{0}C, timp de 4 - 6 ore; s-au folosit compozitii de pulberi active din materiale nedeficitare, uzuale si anume substante active (pulbere de ferobor, bor amorf, carbura de bor), activizatori (NH_4Cl, KBF_4) si substante de umplere pentru crearea atmosferei reducatoare, fluxurilor si zgurilor active si fluide (grafit si alumina). In acest mod s-au obtinut straturi borurate cu aderenta ridicata la metalul de baza, cu o geometrie spatiala "dintata" bine conturata, îmbinata prin "ancorare" cu matricea, cu o structura bifazica de FeB la exterior si Fe_2B la interfata cu otelul suport (tab. 1 si fig. 1).

Aceste rezultate au fost considerate corespunzatoare si au constituit baza unor tehnologii concrete de tratament termochimic.

Prin turnare s-au obtinut efecte de aliere locala superficiala, dar încercarile s-au rezumat la scara redusa, de laborator, si nu s-au materializat în procedee tehnologice propriu-zise; în cazul metodei de turnare cu modele gazificabile din polistiren apar posibilitati marite de dirijare a solidificarii de utilizare a racitorilor interiori, de obtinere a unor efecte de aliere superficiala [3], [4], [5], [6].

Pentru turnare s-a optat pentru otelul OT 400-2 STAS 600-82, cu compozitia chimica reala: 0,18% C, 0,32% Si, 0,67% Mn, 0,044% S si 0,059% P, elaborat

în cuptor electric cu arc, bazic, de 7 t; temperatura de turnare a fost de 1550^{0}C (masurata cu pirometru optic

Tabelul 1

Borurarea prin tratament termochimic, în mediu solid, în containere etanse (OLC 15 STAS 880 - 88)
Boriding by thermochemical treatment, in solid environment, in tight containers (OLC 15, STAS 880 -88)

Numarul curent	Compozitiile amestecurilor de pulberi active de borurare si simbolulacestora	Regimul termic, temperatura, ^{0}C-timp, h	Duritatea medie initiala, HB	Caracteristicile stratului superficial borurat	
				microduritatea, μHV 0,100	Grosimea medie, μm
1	42%Fe + 12%B_{amorf} + 6% B_4C + + 20% grafit + 20% KBF_4 Simbol P35	900^{0}C si 4h	143	1418 - 1587	70 - 150
		900^{0}C si 6 h	143	1440 - 1600	100 - 160
		950^{0}C si 4 h	150	1680 - 1800	95 - 200
		950^0 C si 6h	143	1430 - 1680	130 - 230
2	88% B_{amorf} + 1,5% KBF_4 + + 1,5 NH_4Cl + 7,5% grafit + 1,5% $BaCO_3$ cu adaos de alumina Simbol P 36	900^{0}C si 4h	143	606 - 882	25 - 40
		900^{0}C si 6h	150	680 - 882	30 - 50
		950^{0}C si 4 h	143	681 - 890	36 - 60
3	79% B_4C + 16% $Na_2B_4O_7$ + + 5% KBF4 Simbol P 37	900^{0}C si 4h	150	1430 - 2054	65 - 120
		900^{0}C si 6 h	143	1467 - 1688	95 - 170
		950^{0}C si 4 h	150	1600 - 1854	70 - 155
		950^{0}C si 6 h	143	1600 - 1950	110 - 200

fara corectie, în oala de turnare, la desarjarea din cuptor).

Pentru formare s-a utilizat garnitura de model modificata, conceputa initial pentru o proba tehnologica originala de studiu al tendintei de formare a aderentelor (fig.2) [5]. Turnarea s-a facut în "forma plina", peste placile de polistiren paralelipipedice (200x300 mm), cu grosimi H_{v_I} = 35 mm, (H_{v_I}+H_{v_1}) = =60 mm si (H_{v_I} + H_{v_2}) = 110 mm. Modelele din polistiren au fost confectionate prin taierea cu fir încalzit de nichelina, din blocuri de polistiren. Succesiunea operatiilor de formare pentru aranjamentul de turnare experimental utilizat a fost:

» obtinerea semiformelor, clasic, cu garnitura de model din lemn prezentata în figura 2 si operatia de demulare a semimodelelor;

» confectionarea modelelor tip placa, din polistiren, si a miezurilor tip pastile, din pulberi active de borurare;

» montarea în semiformele realizate anterior a miezurilor tip pastila, cu grosimile h_{pI} = 10 mm, h_{pII} = 20 mm si h_{pIII} = 30 mm;

» introducerea în semiforme cu miezurile tip pastila (modele gazificabile) de polistiren, cu grosimile de 35, 60 si 110 mm, vopsite (simbol +v) sau nevopsite (simbol -v);

» închiderea semiformelor, îngreuierea formei asamblate si plasarea acesteia pe conveierul mecanizat unde s-a realizat turnarea, în conditiile fluxului tehnologic de la turnatoria unde s-au realizat experimentarile.

Dupa turnarea otelului, gazificarea modelului din polistiren si interactiunea termochimica între topitura-piesa solidificata si miezurile-pastile din pulberi active s-au obtinut pe suprafetele inferioare (simbol J-jos) si superioare (simbol S-sus) ale placilor din otel, zone circulare (cu diametrul de 50 mm si grosimi diferite, de marimi pâna la 220μ m) borurate (fig.3).

Fig. 1

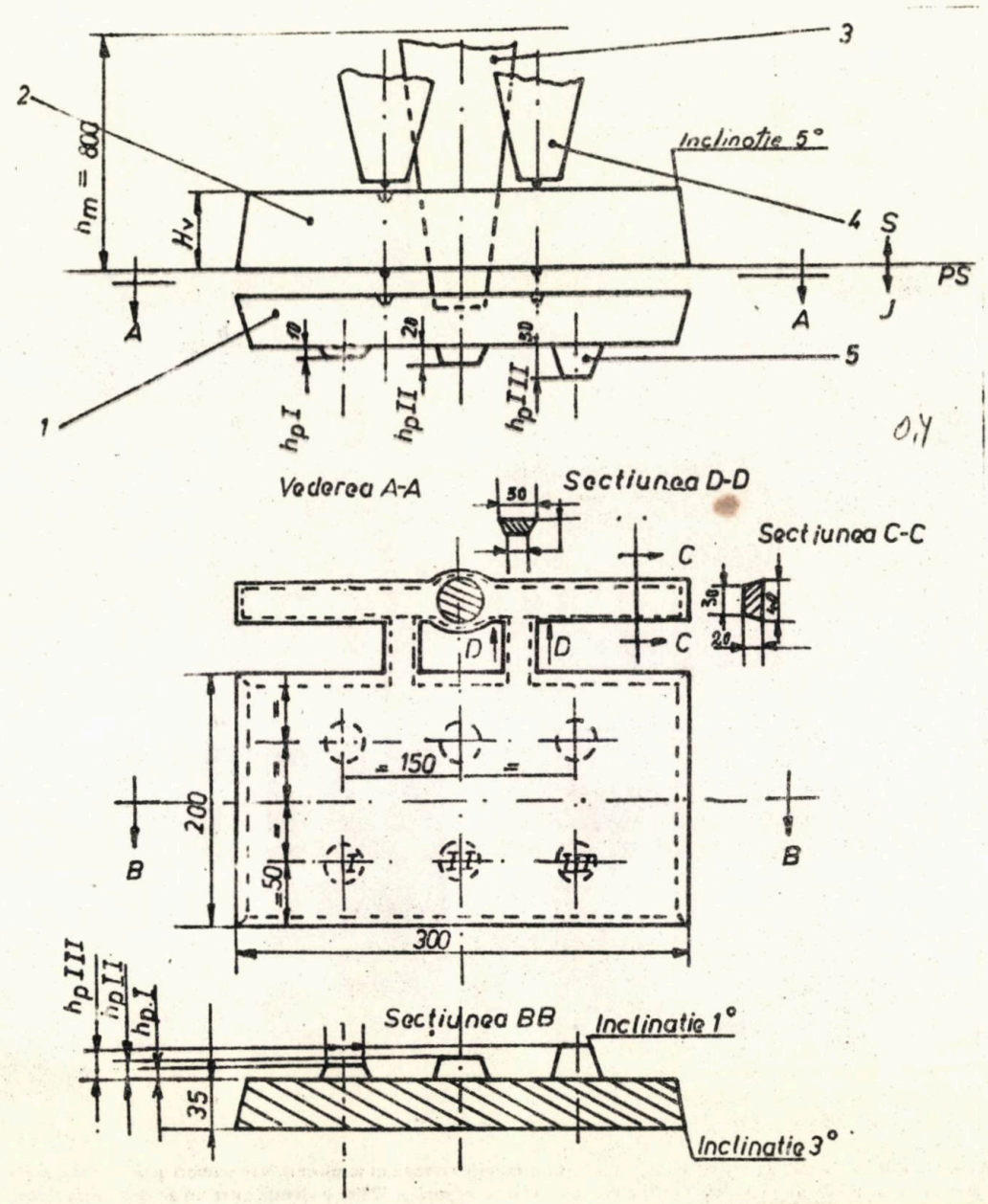
Imagini de microscopie electronica TEM ale otelului OLC15 borurat prin tratament termochimic în pulberi active solide, în containere etanse: a - limita între straturile de boruri tip FeB si Fe2B, x 38400; b - vârf de borura, x 12800; c - limita între un ac de borura si matrice x 22400; d - matrice între doua ace de borura, x 12800; e - detaliu din vârful unui ac de borura, x 22400; f - structuri de carburi complexe din stratul de boruri, x 32800

TEM micrographs of OLC15 steel, after thermochemical boriding in solid active powders, in tight containers: a - boundary between Fe2B and FeB type boride layers, x 38,400; b - boride peak, x 12800; c - boundary between two boride needles, x 12,800; e - detail of a boride needle tip, x 22,400; f - complex carbide structures in boride layer, x 32,800

In esenta deci, la turnarea cu modele gazificabile din polistiren s-au obtinut zone borurate, prin alierea superficiala locala.

Miezurile tip pastila, cu diametrul de 50 mm si grosimile h_{pI} = 40 mm, h_{pII} = 20 mm si h_{pIII} = 30mm, au fost confectionate, conform tehnicilor cunoscute, în cutii de miez cilindrice din compunerea trusei de încercari ale amestecurilor de formare, prin îndesarea cu 3 lovituri ale sonetei (G = 6670 g, h_{cadere} = 50 mm, completari tip + GF si Dietert-Ritsdal). Grosimile h_{pI} - h_{pIII} (± 0,8 mm) s-au obtinut prin montarea prealabila în cutia de miez a unor distantiere din lemn (suporti cilindrici) cu grosimile de 40, 30 si 20 mm (pentru cutiile de miez cu înaltimea utila standard de 50 mm); celelalte conditii de confectionare a acestor miezuri-pastile au fost cele prevazute de STAS 1934/3-88, referitoare la realizarea încercarilor mecanice ale amestecurilor de formare.

Pentru confectionarea miezurilor pastile s-au utilizat aceleasi sisteme de substante, ca si în cazul



Valorile lui Hv pt semimodelul sup.2

1- Hv_1 = 25 mm;

2- Hv_2 = 75 mm;

1- Placa de bază cu 6 mărci pt miezuri:
(ø50 x h_p)mm I = 10 mm
II = 20 mm
III = 30 mm

2- Semimodel superior;

2- bucăți de Hv_1 și Hv_2;

3,4- Model pt. picior pîlnie și rasuflători;

5- Marcă pt. miez.

Fig. 2

Forma si dimensiunile garniturii de model adoptate pentru turnarea placilor (200 x 300 mm), cu grosimi de 35,60 si 110 mm prin metoda modelelor gazificabile din polistiren, cu alierea superficiala pentru borurare cu pastile h_{pI} = 10mm, h_{pII} = 20mm si h_{pIII} = 30mm

Shape and size of pattern assembly used to cast 200 x 300 mm2 plates with 35.60 and 110mm thicknesses, with polystiren gasifying patterns by boriding with h_{pI} = 10mm, h_{pII} = 20 mm and h_{pIII} = 30mm pettets

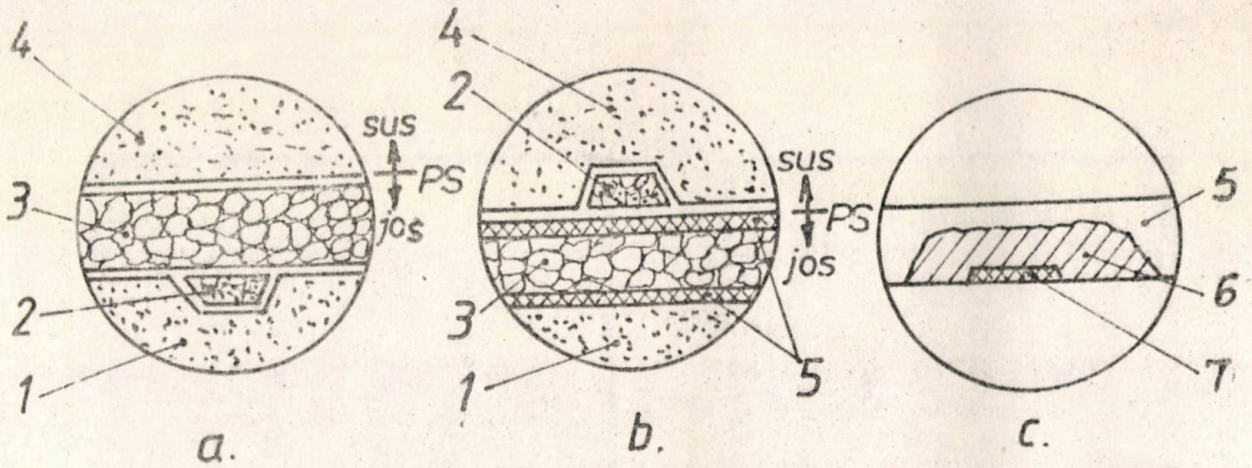


Fig. 3

Detaliile aranjamentului tehnologic experimental : a si b - sectiuni prin forma asamblata pregatita pentru turnare (1 - semiforma inferioara; 2 - miez - pastila pentru bodurare; 3 - model gazificabil din polistiren; 4 - semiforma superioara; 5 - pelicula de vopsea); c - placa de otel turnata(- placa turnata; - suportul matrice; - zona locala borurata prin aliere superficiala, circulara, cu diametrul de 50 mm)

Details of test technology; a and b - sections through assenbled mould ready for casting (1 - lower mould; 2 - pellet core for boriding; 3 - polystiren gasifying pattern; 4 - upper mould; 5 - die film); c - cast steel plate (- cast plate; - matrix support; - 50 mm dia local boridated

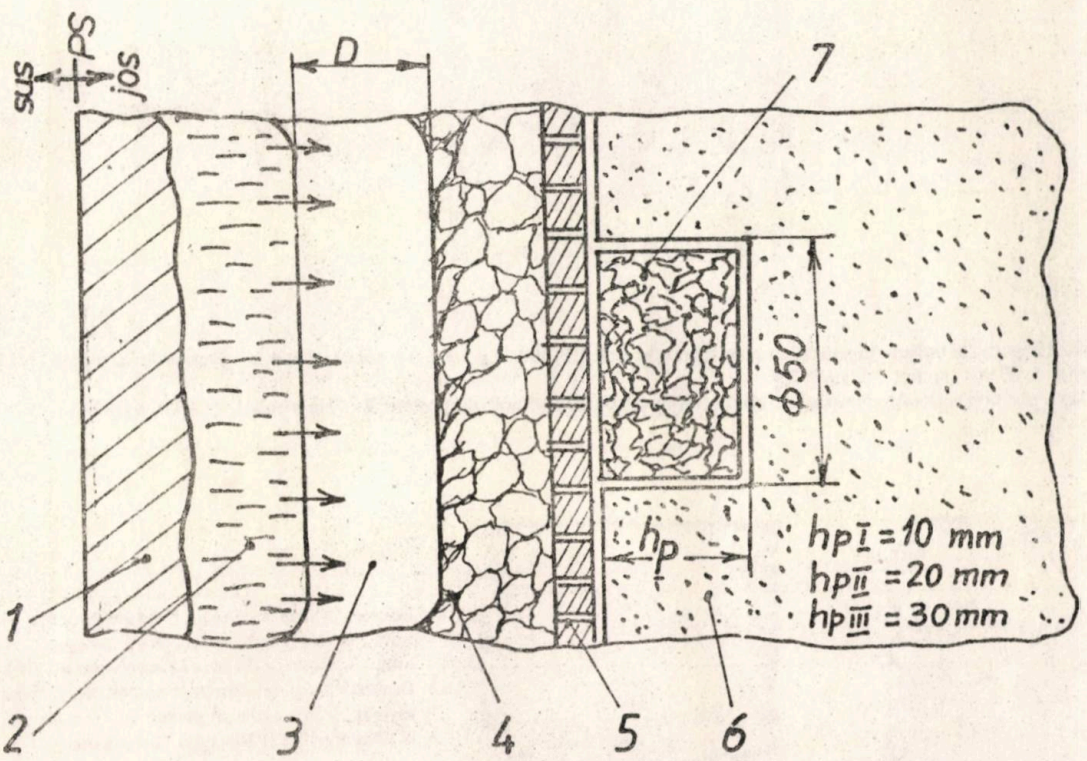


Fig. 4

Reprezentarea schematica a proceselor de aliere locala superficiala pentru borurare la turnarea cu modele gazificabile: 1 - otel solidificat; 2 - topitura; 3 - spatiul D " volum de control" al polistirenului descompus termic; 4 - polistiren în proces de termodistructie; 5 - pelicula de vopsea, elastica si permeabila; 6 - amestec de formare; 7 - miez tip pastila

Schematic diagram of local surface boriding during gasifying pattern casting; 1 - solidified steel, 2 - melt, 3 - D - space, "control volume of gasified polystiren, 4 - gasifying polystiren,; 5 - elastic and permeable die layer; 6 - mould sand, 7 - pellet type core

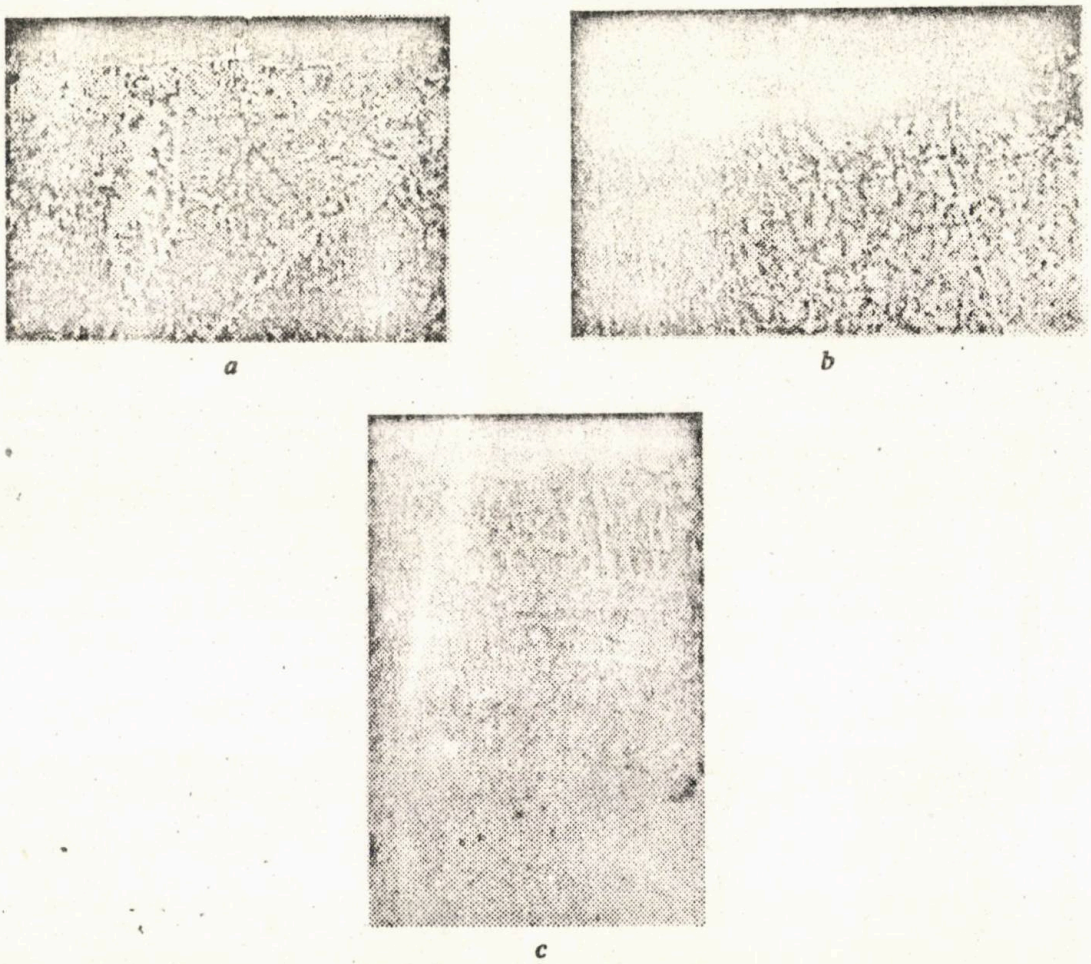


Fig. 5

Dispunerea stratului superficial borurat în raport cu matricea (atac nital 2%, 100:1) pentru o placa de 35 mm: a - pastila de 10 mm; b - pastila de 20 mm; c - pastila de 30 mm (compozitia tip P 35)

Borided surface layer position related to matrix (2% nital etching, x 100) for a 35 mm thick plate; 9 - 10 mm pellet,, b - 20mm pellet, c - 30 mm pellet (P35 - type composition)

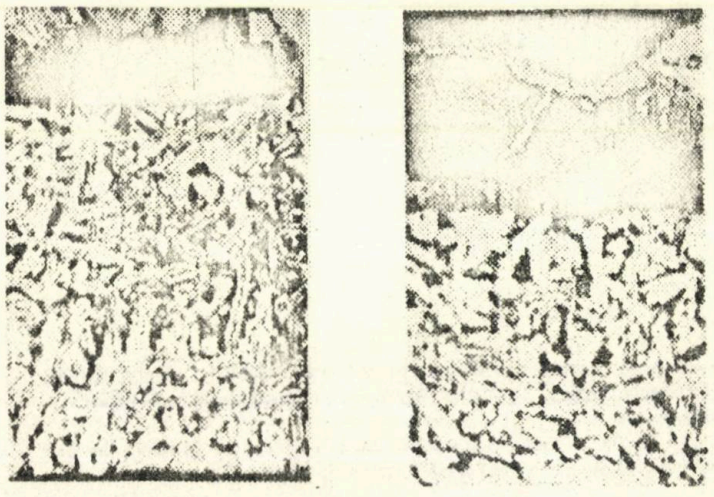
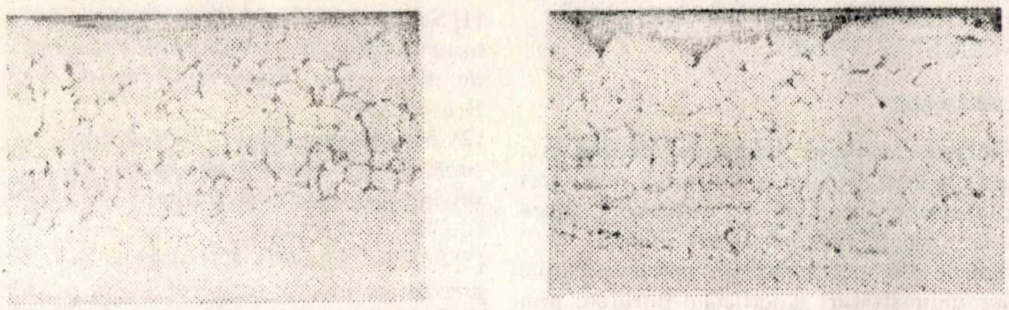


Fig. 6

Microstructura sectiunii stratului borurat (atac nital 2%, 150:1), placa de 110 mm; a - pastila de 10 mm; b - pastila de 30 mm (compozitia tip P36)

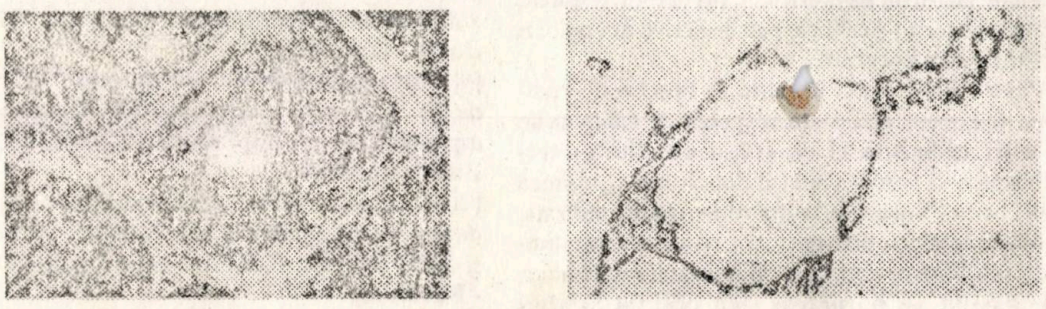
Borided layer section microstructure (selected etching, x150), 110 mm plate; a - 10 mm pellet, b - 30mm pellet (P36 - type composition)



a *b*

Fig. 7

Microstructura sectiunii stratului borurat (atac selectiv, 200:1), placa de 60 mm: a - pastila de 10 mm; b - pastila de 30 mm (compozitia tip P37).
Borided layer section microstructure (selected etching, x 200), 60 mm plate; a - 10 mm pelet; b - 30 mm pellet (P37 - type composition)



a *b*

Fig. 8

Microstructura unei zone borurate, placa 110 mm, pastila de 10 mm: a - atac nital 2%; b - atac selectiv (500 : 1).
borided zone microstructure of a 110 mm plate; 10 mm pellet; 2% nital etching, b - selective etching, (x 500)

boruratii termochimice, respectiv compozitiile simbol P 35, P36 si P 37 (tab. 1) [2],[7].

Obtinerea acestor miezuri-pastile s-a facut prin lierea pulberilor active din retetele mentionate cu 8% compozitie preparata prin dizolvarea a 30 g granule de polistiren în solutie alcoolica de 40% acetat de vinil. Procesul de aliere superficiala pentru realizarea locala a borurarii cu miezurile- pastile s-a suprapus tehnicii specifice de distructie termica a modelului din polistiren la interfata acestora cu topitura (fig. 4).

Utilizându-se o rama de formare pentru semiforma superioara, de o înaltime constanta h_m = 800 mm, la turnare, în conditiile unor grosimi de perete de piesa tip placa de 35,60 si 110 mm, s-a mentinut o presiune metalostatica P_m de :

$$p_m = \gamma \cdot h_m \quad daN/cm^2 \qquad (10)$$

$$p_m = 7860\ daN/m^3 \cdot 0{,}8m$$

$$p_m = 0{,}6288\ daN/cm^2$$

Formarea s-a realizat manual utilizându-se amestec de formare pe baza de nisip cuartos si silicat de sodiu, întarirea obtinându-se prin insuflarea de CO_2; compozitia amestecului de formare utilizat este:

» 100% nisip dublu spalat de Aghires, tip NO 5, Cl < 0,5, M 50 = 0,28 mm, S_s min = = 290 cm^2/g (STAS 5609-87);

» 6% silicat de sodiu, tip SA, d = 1,69 g/cm^3, m = 2,21 (STAS 2902 - 87);

» 3% bentonita activata (STAS 9163 /9-89);

» 1% covalit, tip ICPTSC - Bucuresti

Pentru o umiditate medie de 4%, pentru acest tip de amestec de formare, în laboratorul uzinal de nisipuri, s-au obtinut:

» permeabilitate peste 100 UP;

» rezistenta la compresiune min. 0,3 daN/cm^2.

Dupa dezbatere placile de otel borurate local pe suprafete de 50 x 50 mm, au fost sablate timp de circa 5 min, în camera de sablare cu transportor cu cârlige (camera de 6 000 mm, viteza transportorului~ ~ 1m/min, alice din otel, turnate si sparte STAS 7482-86).

Placile au fost turnate atât cu modelul din polistiren nevopsit, cât si vopsit, cu vopsea refractara specifica pieselor din otel, dar care nu necesita încalzire pentru uscare.

» 9 p faina de zirconiu (parti volumetrice);

» 1 p ulei de in fier tip H STAS 18-74;

» 4 p silicat de sodiu tip SB, d = 1,53 g/cm^3, m = 2,4 STAS 2902- 87;

» 6 p white spirit.

Pelicula de acoperire refractara, depusa prin pensulare, a avut grosimea de ~1,5 mm (trei depuneri succesive, fiecare depunere dupa vaporizarea solventului depunerii precedente).

In figurile 5-8 sunt prezentate microstructurile sectiunilor unor straturi superficiale borurate prin turnare, cu utilizarea modelelor gazificabile din polistiren si a pastilelor din pulberi active.

Se remarca similitudinea morfologiei si realizarii îmbinarii cu matricea stratului superficial borurat obtinut prin turnare cu cele din cazul tratamentelor termochimice, pentru restul conditiilor de încercare constante: suportul de otel tratat, tip carbon obisnuit, cu structura ferito-perlitica, pastile active din pulberi utilizate pentru borurare.

Pentru fiecare caz în parte, în functie de compozitia de borurare utilizata, respectiv de calitatea de bor activ eliberata si de restul conditiilor termodinamice si fizico- chimice din sistem (grosimea pastilei pentru borurare, compozitia pastilei utilizate, înaltimea metalostatica, grosimea placii turnate, timpul de solidificare si timpul de interactiune chimica aliaj- pastila de borurare) s-au obtinut straturi borurate de diferite grosimi cu aspectul specific de faze aciculare deschise la culoare cu orientare perpendiculara pe suprafata piesei, în unele locuri suprapunându-se aceste cristale tip "dinte" cu reteaua de ferita a matricei.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Spataru I.**: *Contributii la studiul si aplicarea practica a tratamentului termochimic de borizare în mediul de sticla topita.* Rezumatul tezei de doctor. Univ. Brasov, 1990.

[2] **Marginean Elena** : *Cercetari privind structura straturilor obtinute prin difuzie cu crom si bor.* Studii privind proprietatile straturilor ITTDPTT - Bucuresti, 1991.

[3] **Sofroni L., Chira I. si Marginean I.**: *Turnarea de precizie cu modele gazeificabile din polistiren.* Seria "Tehnica la zi". Ed. Tehnica, Bucuresti, 1991.

[4] **Chira I., Sofroni L., Si Surdulescu, M.**: *Procedeu de dirijare a proceselor metalurgice la turnarea cu modele gazeificabile.* Dosar OSIM nr. (21) 13184, B 22, C7/00, Bucuresti, 1988.

[5] **Chira I, Sofroni L. , Surdulescu M.**: *Modele gazeificabile cu parametrii tehnologici îmbunatatiti si utilizarea lor.* Dosar OSIM nr (21) 131843, B 22, C7/00, Bucuresti, 1988.

[6] **Chira I., Sofroni L. , Surdulescu M.**: *Tehnologie de realizare a modelelor gazeificabile din polistiren expadant.* Dosar OSIM nr. (21) 131841, B 22, C7/oo, Bucuresti, 1988.

[7] **Marginean Elena** s.a.: *Cercetari privind obtinerea de straturi superficiale dure prin difuzie de bor la piese si scule.* Studiu pentru experimentari pilot ITTDPTT - Bucuresti;

[8] **Chira I., Sofroni L., Cocolas S.** s.a.: *Compozitia pentru acoperirea suprafetelor formelor si miezurilor de turnatorie si procedeu de realizare a acesteia.* Brevet nr. 99541/1987.

REVISTA REVISTELOR

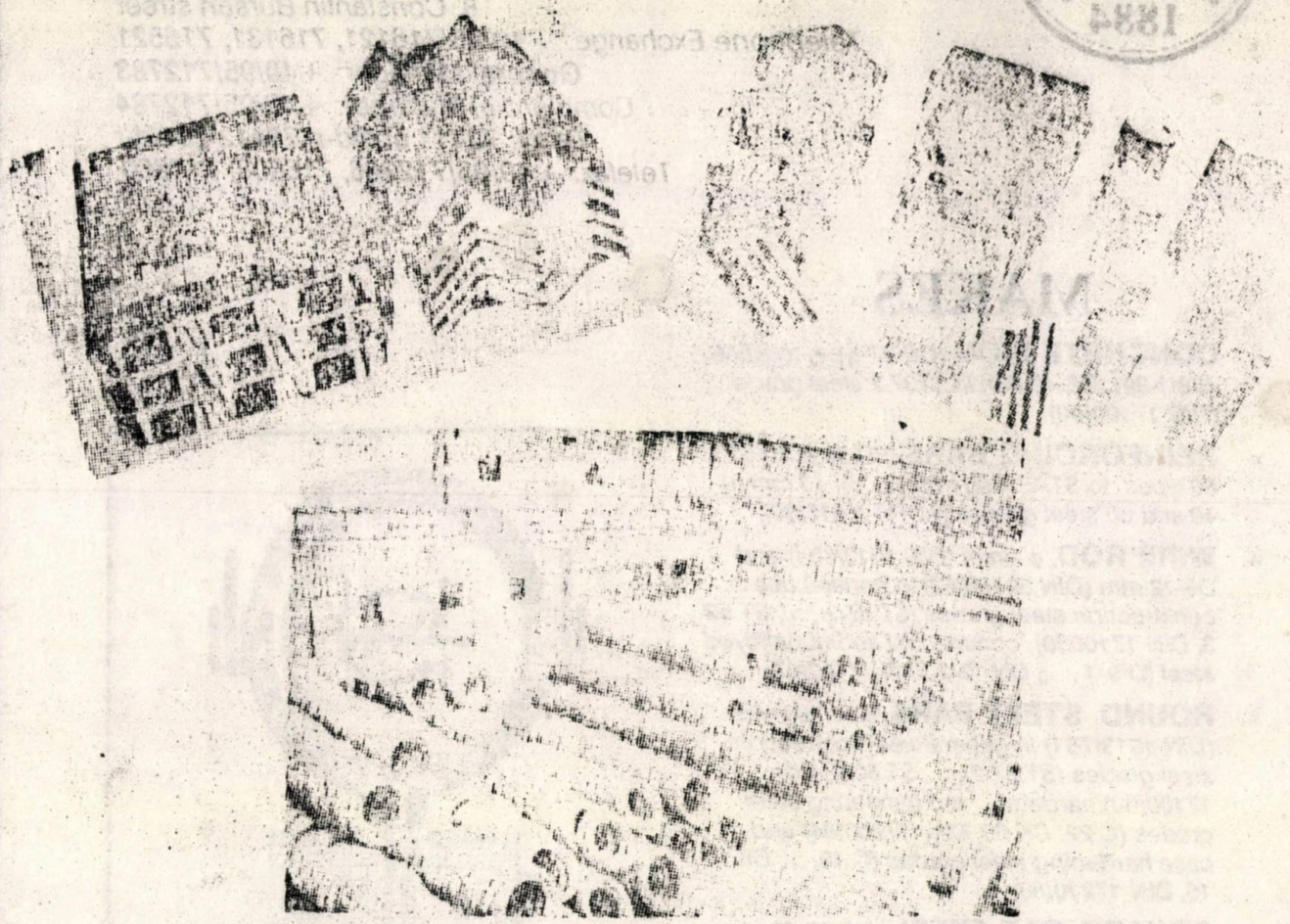
FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1993, Nr.121

- *Perspective ale fontelor bainitice, p.8*
- *Optimizarea tratamentelor termice ale aliajelor de aluminiu turnate, p.10*
- *Identificarea pieselor aflate într-un proces continuu de finisare, p.19*
- *Utilizarea fontelor la aparatele sub presiune, p.29*
- *Conductivitatea termica substitutiva a formei de turnare; o noua metoda de masurare a simularii solidificarii pieselor, p.35*

FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1993, Nr.122

- *Imbunatatirea calitatii prin controlul nedistructiv: experienta europeana, p.8*
- *Zilele siderurgistilor ATS (Asociatia Tehnica a Siderurgiei) 1992, p.11*
- *Vizualizarea si suprimarea aderentelor din interiorul corpurilor goale obtinute prin turnare, p.13*
- *Oteluri inoxidabile turnate-structura, tratament termic, caracteristici, p.19*

If you'd like to know more about us, please write, call or fax:
B-dul Independentei, no. 8, [illegible] Focşani, Romania
Tel.: 0[illegible]3 914702
Telex: [illegible]
Fax: 0[illegible]3 913[illegible]



LAMINORUL S. A. Focşani, Romania, is a rolling mill established as a joint stock company.

Equipped with modern plants, it makes high quality products to DIN and/or Romanian standards.

It is specialized in medium size profiles, wire rod and concrete carbon steel.

The gauges produced meet almost any standard specified by customers.

The chemical composition and mechanical properties of the rolled steel are controlled by its own specialized laboratories.

S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

» **CONCRETE IRON** *(OB 37-type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*

» **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*

» **WIRE ROD**, *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*

» **ROUND STEEL BARS**, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*

» **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm side . (DIN 1017/78 I, para 4)*

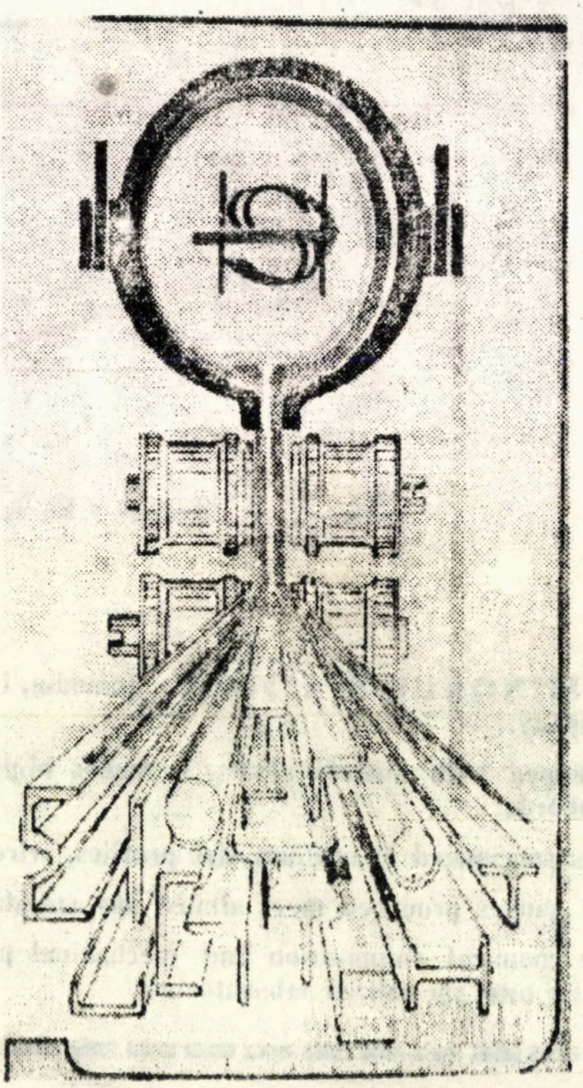
» **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, ..., ST 52-3, DIN 17100/80)*

» **FLAT ROLLED STEEL**, *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*

» **I-BEAMS (NARROW)**, *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*

» **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*

» **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

Infiintata în anul 1980, s. c. SILCOTUB s. a. este amplasata într-o regiune a tarii de un pitoresc aparte.

SILCOTUB S. A. - ZALAU - ROMANIA

Silcotub S. A. datoreaza pozitia sa între fabricantii de tevi fara sudura din România dotarii sale tehnice deosebite, care o situeaza si printre cele mai moderne producatoare de tevi din Europa.

Noutatea tehnologiilor aplicate garanteaza caracteristici superioare pentru produsele noastre:
tevi fara sudura din otel carbon si aliat în gama Ø (16...114)mm diametru, cu grosimi de perete între (1,6...10)mm pentru:

utilizari generale;

industria petrolului si gazului;

industria energetica;

otel beton si sârma de otel, laminate la cald, cu Ø (5,5...12)mm diametru; platbanda de otel cu diferite dimensiuni si cornier.

Silcotub S. A. dispune de echipamente moderne de control nedistructiv (prin ultrasunete), purtând marca NUKEM si de laboratoare capabile sa realizeze toate încercarile mecanice, chimice si metalografice clasice (LEKO, WOLPERT si OUTOKUMPU).

SILCOTUB S. A. - ZALAU

Bd. Mihai Viteazu, nr. 93,
4700 Zalau, jud. Salaj, Romania.
Telex 39266, Fax 40.92.150326,
Tel. 40.99.620720

Office Bucharest
Str. Edgar Quinet, nr. 10,
78000 - Sector 1,
Telefax 40.1.3123765

CEA MAI MARE FIRMA ROMANEASCA DE COMERT EXTERIOR
IN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ROMANIA, BUCURESTI,
STR. MENDELEEV, NR. 21-25
TELEFON: 659.21.60; 659.40.90;
569.63.90; 312.04.47;659.38.50;
TELEX: 11515, FAX:312.04.46.

CALITATE, GARANTIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

EXPORTA:

- tabla medie si groasa, inclusiv tabla navala (hot rolled heavy plates, including shipbuilding plates);
- tabla subtire laminata la rece (cold rolled steel sheets);
- tabla zincata (galvanized steel sheet);
- tabla transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile otel laminate la cald UNP, INP, corniere, otel rotund, patrat (hot rolled steel profiles-channels joists, angles, round, flat bars);
- otel beton si sirma laminata (reinforcing steel bars and wire road);
- sirma trasa din otel (drawn steel wire);
- electrozi sudura (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanturi industriale (industrial chaines);
- cabluri tractiune (wire ropes);
- sirma si toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sirma talcane (bronze plated steel wire);
- tevi conducta (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- tevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu si laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

IMPORTA:

- cocs (coke);
- carbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- nefercase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALIMPORTEXPORT S.A.

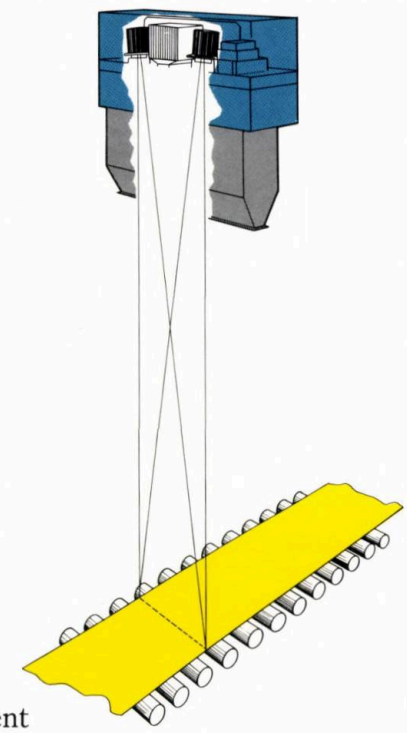
este oricind la dispozitia firmelor interesate
pentru orice alte operatii de export - import.
Pentru orice detalii, rugam contactati-ne la adresa:

Bucuresti - Str. Mendeleev 21-25
Tel: 00400/659.68.25; Fax: 00400/312.04.46; Telex: 11515
metal r

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?

Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*



- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

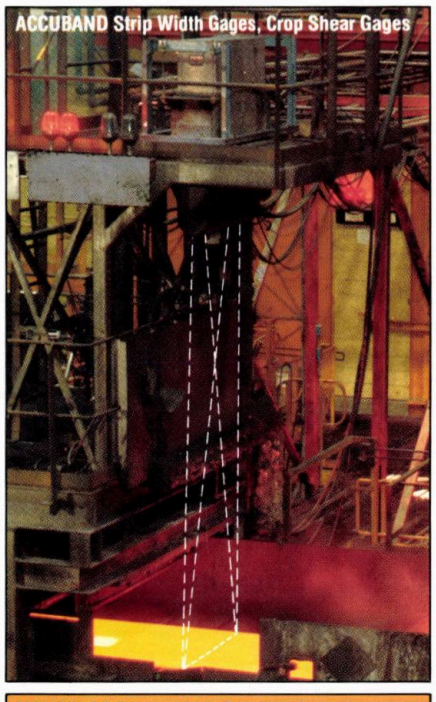
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

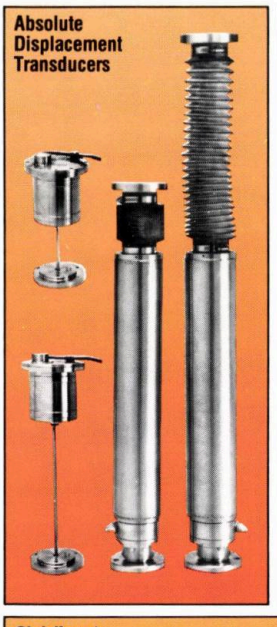
WINNER 1992 INNOVATION

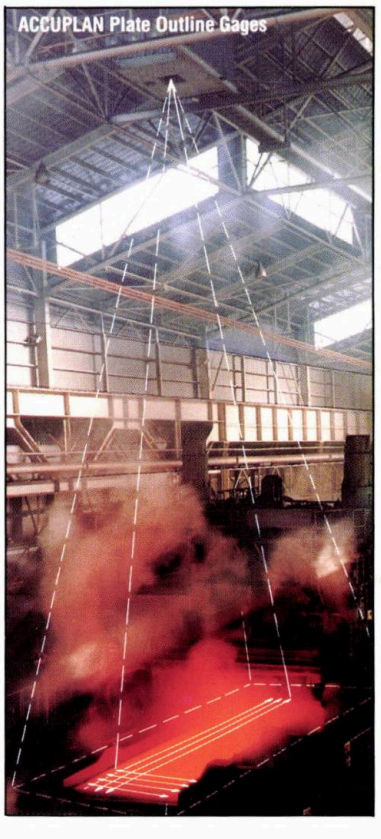
KELK

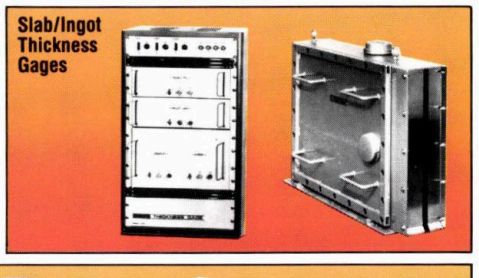
Sensors for Rolling Mills

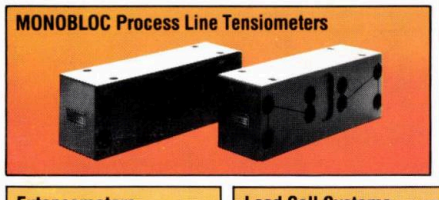
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

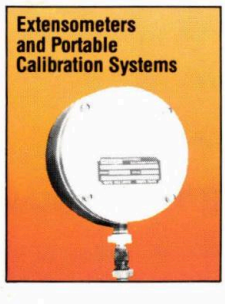


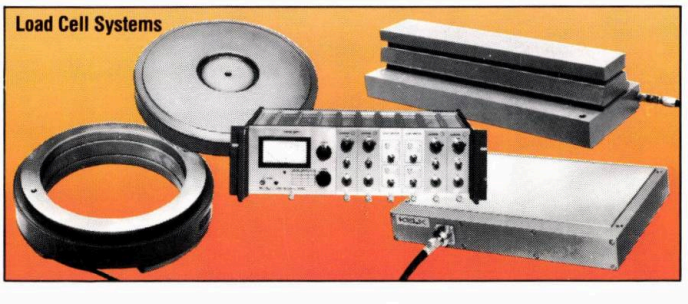












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

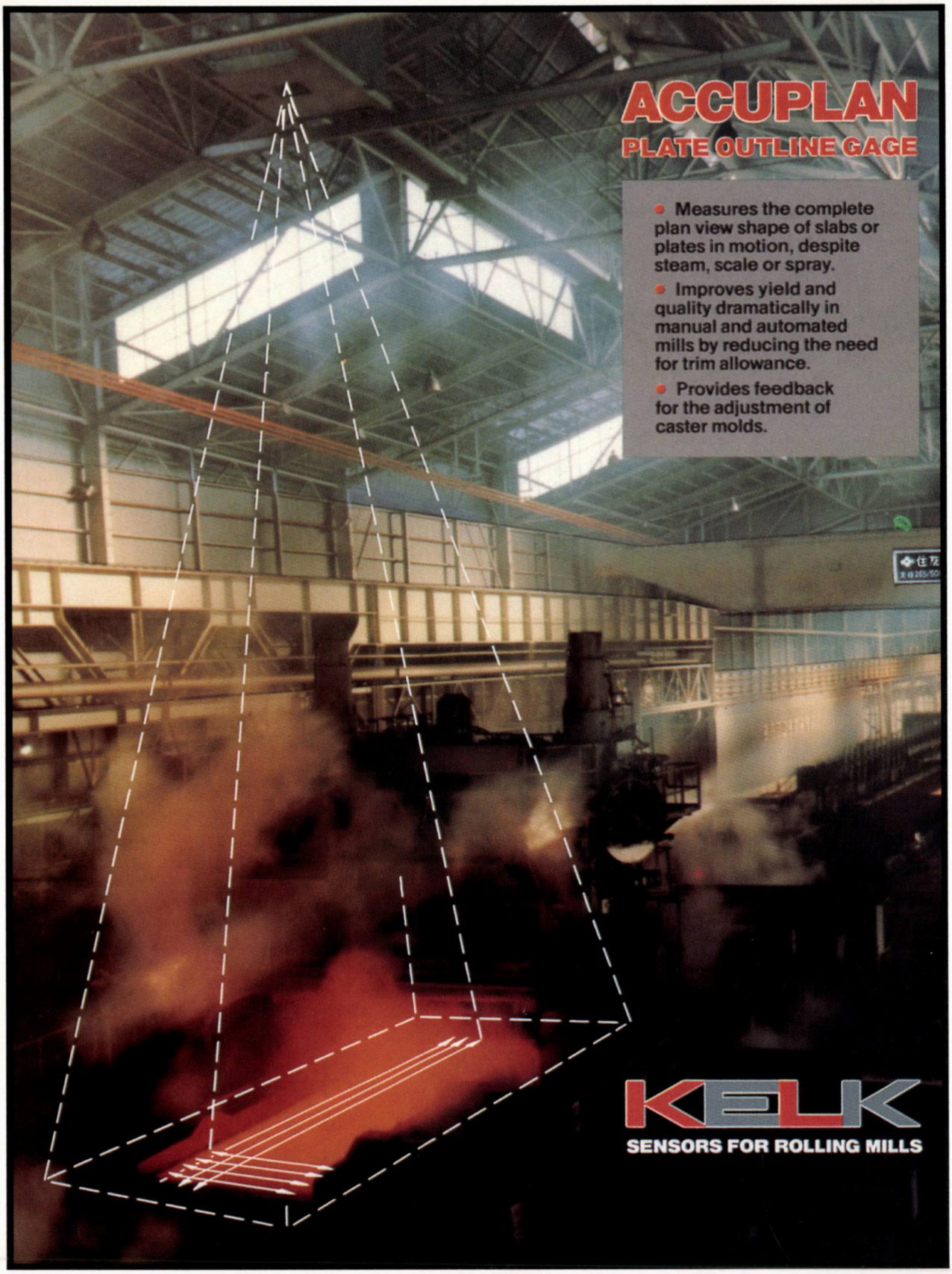
KELK
Sensors for Rolling Mills

E 3280

METALURGIA

Revista lunara editata de SIDEROM S.A.

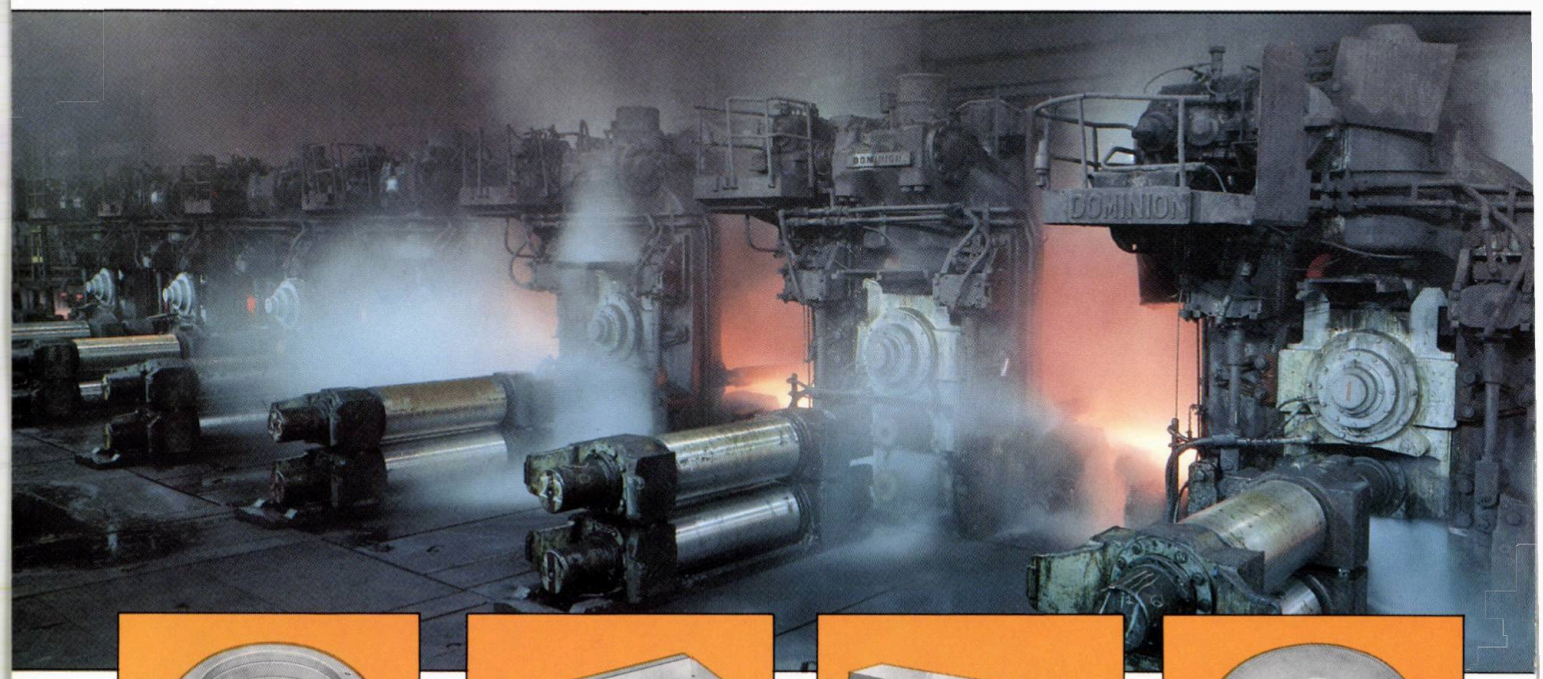
12/93

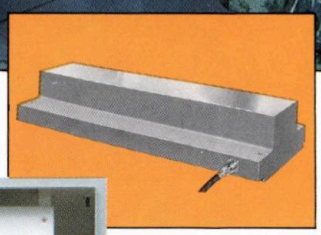


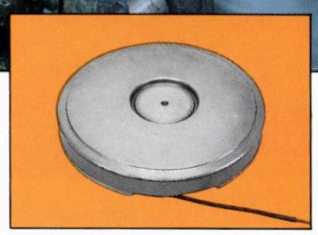
Introducing ROLLMAX...

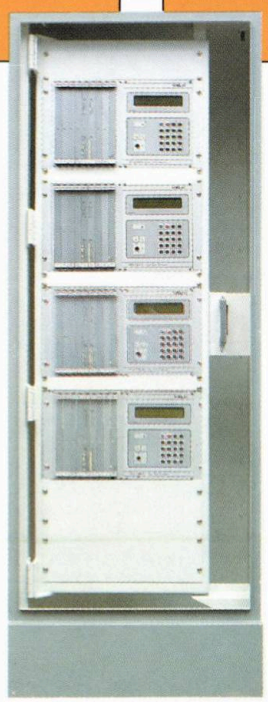
Digital Electronics

the world's best load cell system just got better!









With over 30 years experience and continuous development in the world's toughest rolling mill applications, KELK load cell systems have earned their reputation as *the best.* More accurate, more rugged, more dependable than any other brand, they have become the *only* choice for replacing lesser systems in rolling mills the world over.

NOW THEY'RE EVEN BETTER!

KELK is proud to introduce ROLLMAX Load Cell Systems, combining fully digital electronics and a new generation of load cells offering;

- real-time digital signal processing
- comprehensive, remotely accessible diagnostics
- even higher levels of load cell performance
- complete compatibility with existing KELK sensor systems

Please call or write for more information on the KELK ROLLMAX family of sensors;

- Load Cell Systems
- Tensiometer Systems
- Extensometer Systems
- Pressure Transducer Systems
- Absolute Displacement Transducer Systems

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

WINNER 1992 INNOVATION

KELK

Sensors for Rolling Mills

CEA MAI MARE FIRMA ROMANEASCA DE COMERT EXTERIOR
IN DOMENIUL METALELOR

METALEXPORTIMPORT S.A.

ROMANIA, BUCURESTI,
STR. MENDELEEV, NR. 21-25
TELEFON: 659.21.60; 659.40.90;
569.63.90; 312.04.47;659.38.50;
TELEX: 11515, FAX:312.04.46.

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

CALITATE, GARANTIE, COMPETITIVITATE
PRIN

S.C. METALEXPORTIMPORT S.A.

EXPORTA:

- tabla medie si groasa, inclusiv tabla navala (hot rolled heavy plates, including shipbuilding plates);
- tabla subtire laminata la rece (cold rolled steel sheets);
- tabla zincata (galvanized steel sheet);
- tabla transformator (cold rolled-oriented grain silicon steel strip);
- profile otel laminate la cald UNP, INP, corniere, otel rotund, patrat (hot rolled steel profiles-channels joists, angles, round, flat bars);
- otel beton si sirma laminata (reinforcing steel bars and wire road);
- sirma trasa din otel (drawn steel wire);
- electrozi sudura (welding electrodes);
- cuie (nails);
- lanturi industriale (industrial chaines);
- cabluri tractiune (wire ropes);
- sirma si toroane beton precomprimat (steel wire for prestressed concrete and stress relieved steel wire strands);
- cord metalic (brass plated steel cord for tyres);
- sirma taloane (bronze plated steel wire);
- tevi conducta (seamless line pipes);
- burlane foraj (casing);
- tevi sudate (welded pipes);
- blocuri aluminiu si laminate aluminiu (aluminium ingots and aluminium products).

IMPORTA:

- cocs (coke);
- carbune cocsificabil (coaking coal);
- materiale refractare (refractory products);
- minereu de fier (iron ore);
- feroaliaje (ferroalloys);
- neferoase blocuri (nonferrous ingots);
- alte materii prime necesare industriei metalurgice (other raw materials for metallurgical industry).

METALIMPORTEXPORT S.A.

... este oricind la dispozitia firmelor interesate pentru orice alte operatii de export - import.
Pentru orice detalii, rugam contactati-ne la adresa:

Bucuresti - Str. Mendeleev 21-25
Tel: 00400/659.68.25; Fax: 00400/312.04.46; Telex: 11515
metal r

Societatea comerciala

"METALURGICA" S.A. Aiud *fiind atestata ca intreprindere in anul 1938 si-a cistigat de-a lungul anilor un meritat prestigiu de* mecànic sef *al metalurgiei romanesti.*

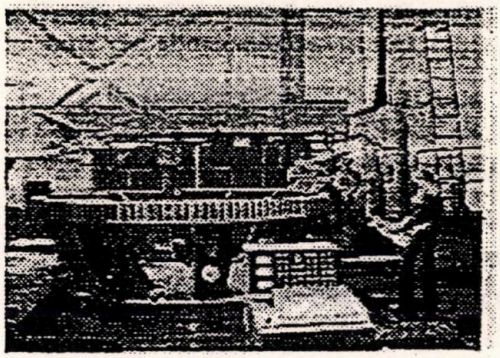
"METALURGICA" S.A. Aiud, *whose corner stone was laid in 1938, has won its prestige as* "chief engineer" *of the romanian steel industry.*

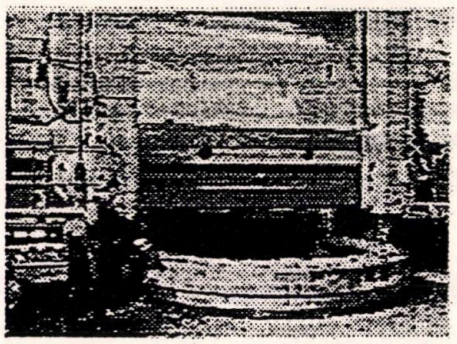
S.C. "METALURGICA" S.A. *produce:*

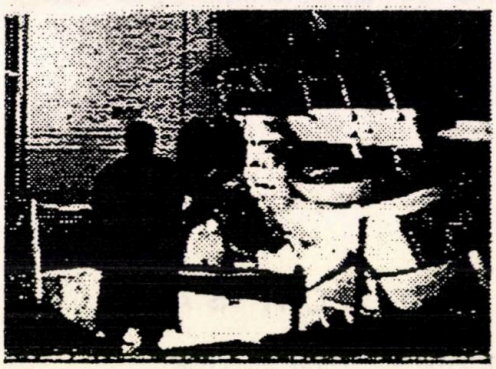
- » tuburi radiante pentru cuptoare de tratament termic;
- » tubulatura din otel refractar pentru industriile chimica si petrochimica;
- » cilindri de laminor;
- » oale de zgura si oale de turnare;
- » valturi din fonta cu crusta dura pentru morarit;
- » piese turnate din fonta, otel carbon, aliat si înalt aliat si nefercase;
- » capace si tubulatura din fonta pentru canalizare.

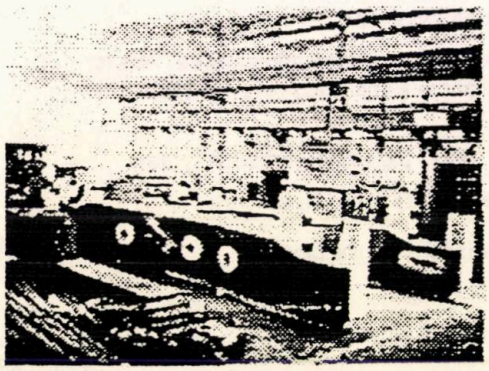
The range of our products includes :

- » radiating pipes for heat treatment furnaces;
- » heat resistant steel pipes for chemical and petrochemical industries;
- » rolls for rolling mills;
- » casting ladles and slag ladles;
- » hard crust iron mill rolls;
- » castings of carbon, alloyed, and high alloyed steel, iron and nonferrous metals;
- » lids and pipes for sewage systems;









Produsele firmei

"METALURGICA" S.A. Aiud *confera siguranta in exploatare, productivitate ridicata si nu in ultimul rind se livreaza la preturi accesibile.*

Deci, nu ezitati, contactati firma "METALURGICA" S.A. Aiud, *garant al calitatii.*

Our products provide safety in operation; high productivity *and are available at atractive prices.*

So, contact without hesitation "METALURGICA" S.A. Aiud *for quality products*

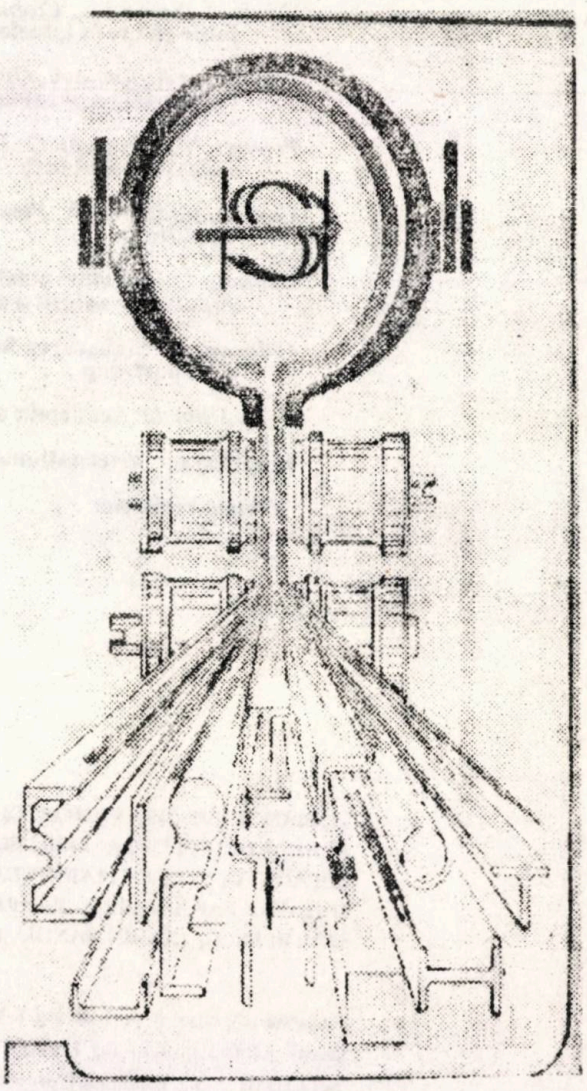
S. C. SIDERURGICA S.A.

HUNEDOARA

2750, HUNEDOARA
8, Constantin Bursan street
Telephone Exchange: +40/95/716121, 716131, 716521
General Manager: +40/95/712783
Commercial Manager: +40/95/712784
Telex: 72411 cbsid-r, 72412 cbsid-r
Telefax: +40/95/712266, 716008, 717650

MAKES

- **CONCRETE IRON** *(OB 37 type, to STAS 438/1-89), O6-40 mm in ST37-2 steel grade (DIN 17100/80)*
- **REINFORCING BARS** *(PC 52 and PC 60 types, to STAS 438/1-89), ϕ 10- 40 mm in 40 and 60 steel grades (ASTM A 615/80)*
- **WIRE ROD**, *ϕ 6mm (DIN 1013/63 I) and O8-12 mm (DIN 59100/62) in general use construction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 52-3, DIN 1710080), commercial and nonalloyed steel (D 9-1 , ..., DN 12-2, DIN 17140/62)*
- **ROUND STEEL BARS**, *ϕ 14-180 mm (DIN 1013/76 I) in general use, costruction steel grades (ST 37-2 , ..., ST 60-2, DIN 17100/80) hardening and tempering steel grades (C 22, CK 60, DIN (17200/84) and case hardening steel grades (C 10, ..., CK 15, DIN 17210/80)*
- **SQUARE BAR STEEL** *with 40-70 mm side , (DIN 1017/78 I, para 4)*
- **T-SECTIONS** *with equal wings, rounded edges and 30-50 mm height, to DIN 1024/82 in general use, construction steel (ST 37-2, .. , ST 52-3, DIN 17100/80)*
- **FLAT ROLLED STEEL**, *between 20x5 and 150x30 mm, to DIN 1017/67 I, para 4*
- **I-BEAMS (NARROW),** *65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **U-BEAMS** *with rounded edges, 65-240 mm high, to DIN 1026/63, para 7*
- **ROUND EDGE EQUAL ANGLES STEEL** *with wings between 20 and 100 mm, to DIN 1028/76, para 7*



METALURGIA

REVISTA EDITATA DE "SIDEROM" S. A.

12
decemb
1993

Sumar

Chitu Gh.: **Influenta metalurgiei asupra indicatorilor macroeconomici** 5

Strugari Fl.: **Combinatul Siderurgic SIDEX S.A. Galati este un partener sigur pentru construc-tiile de nave din Romania** 9

Chiculita M.: **Stadiul de dezvoltare a actiunilor de modernizare a unor fluxuri de fabricatie la SIDEX S.A. Galati** 11

Trandafir Cecilia, Sterie Fl., Gorduna Sanda: **Cercetari privind imbunatatirea calitatii dalelor carbonice prin introducerea unor aditivi in vederea scaderii reactivitatii chimice** . . 13

Florian E., Ciuca S., Avram I., Târcolea M., Vasile T.: **Structuri metastabile ale aliajelor wolfram-carbon cu continut de carbon de 3,8-4,1%** 17

Crisan A., Sofroni L., Ciobanu I., Milosan I.: **Cercetari privind imbunatatirea calitatii unor fonte cu grafit lamelar modificat, slab aliate** 20

Semenescu A., Ioana A., Oprescu I., Gurgu C.: **Rezultate experimentale obtinute in exploatarea industriala a arzatoarelor regenerative** 27

Popescu N., Alexandru C.: **Incercari experimentale privind tratamentele termociclice aplicate otelurilor semidure** 34

Chira I., Moldovan P., Pana Mihaela: **Metodica realizarii analizei termice la siluminurile modificate** 38

Butnariu I.: **Cercetari privind influenta factorilor tehnologici asupra regimului cromului la afinarea cu oxigen a otelurilor inoxidabile austenitice in instalatia VOD** 42

Cojocaru V.: **Elaborarea fontei cu grafit nodular in oala de turnare cu doua locasuri si doua bare port-dop** 48

Pana Mihaela: **Academia de Stat din Freiberg** 53

Manifestari internationale 10, 52

Revista revistelor 16,26,41,47,55

Colegiul onorific de redactie

(in ordine alfabetica)

LUCIAN AMANCEI, VICTOR BERTALAN, ION CHIOSE, SORIN DIMITRIU, VICTOR GUIDEA DANAILA, ALEXANDRU FLOREA, EMIL FLORIAN, LADISLAU FRUMOSU, RADU HANGA, PETRE IANC, GHEORGHE LEPADATU, STEFAN MARGINEANU, VIOREL MUNTEANU, PETRE NEDELESCU, OLARU IOAN, MIHAELA PANA, VASILE PARPALA, CRISTIAN PIRVAN, CONSTANTIN POPESCU, BUJOR ROSCA, SILVIU SAMOILESCU, EUGEN SANDU, IOAN FLORENTIN SANDU, HORATIU VODA

Redactor responsabil: prof. dr. ing. I. VÂRCOLACU

Revizie tehnica: prof. dr. ing. I. VÂRCOLACU

Sef CIDMET: ing. Brândusa Florentina Scortea

Redactor: ing. Brândusa Florentina Scortea

Stilizare: Ioana Kuglay

Tehnoredactare computerizata: Lidia Vereanu

Redactia si administratia: Bucuresti, str. Mendeleev, nr.21-25, sector 1, cod 70168, telefon 6594990.

Institutiile pot achita abonamentele in contul nostru de virament nr. 30 15 20 201 BCR-SMB. Costul unui abonament: lei 9000 anual. Costul unui exemplar: lei 750.

Traducere: ing. S. Florea

Corectura: Rodica Rosu

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

Gh.Chitu: **The influence of metallurgy on macroeconomic factors**

The paper is an overview on Romanian steel production between 1940 and 1990. The analysis is made on types and qualities of rolled steel.

The author concludes that the economic and technological advantages of the steel industry are given by its efficiency and indispensability to Romania and to the success of the present reform

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *5*

Fl.Strugari: **SIDEX S.A. Galati integrated iron and steel works - a credible partner for the Romanian shipbuilding**

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *9*

M.Chiculita: **The stage of revamping actions on certain production lines at SIDEX S.A. Galati**

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *11*

Cecilia Trandafir, F.Sterie: **Investigations on improvement of carbon bricks quality by introducing additives to reduce chemical reactivity**

The paper presents the laboratory tests aimed to reduce chemical reactivity at carbon blocks used for wall bricks lining aluminium electrolysis baths.

Forming of carbon blocks for bricks by pressing in closed die leads to a high compactness but, on the other side, pressing makes possible the fracture of certain anthracite particles causing a fine crack net after burning that favours the infiltration of products increasing chemical reactivity.

Replacing 5% of the binder with 5% B_2O_3 based additives in common compositions has led to an increase in mecanical strength and a reduction in chemical reactivity.

Microstructures of coring samples containing B_2O_3 additive show a more even constituent distribution and anthracite is better binded in the structure.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *13*

E.Florian et al: **Metastable structures of tungsten-carbon alloys containing 3,8 - 4,1% C**

The main aim of the paper is to study phase transformations taking place when cooling out of equilibrium W-C melts containing 3,8 - 4,1 carbon and the influence of those factors that change these structures.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *17*

A.Crisan et al: **Investigation concerning the quality improvement of certain low alloyed lamellar cast iron types**

This paper presents a research about the dependence between microcellular characteristics and wear resistance for certain lamellar cast iron qualities. First approached were the possibilities of influencing the microcellular characteristics (number/mm^2, diameter, the occupied surface/mm2, a.o.) by certain factors as: charge type, inoculation type (the intensity of inoculation), cooling rate , technological casting conditions, a. o. Finally, the wear resistance of the material obtained in the specified conditions was studied. The results of this research are meant to improve the production technologies for the disks to grind the cast iron balls of the bearings.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *20*

A.Semenescu et al: **Test results in industrial operation of regenerative burners**

The authors present the main test results and a comparative analysis of operating conditions for a commercial regenerative burner battery.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *27*

N.Popescu, C.Alexandru: **Experimental research on heat treatment cycles applied to semihardened steel**

The authors show the tests on indigenuous semihardened steel qualities subjected to heat treatment cycles with existing equipments in the workshops at the steel and machine building industries

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *34*

I.Chira et al: **Thermoanalysis of inoculated silumin**

The authors provide a detailed presentation of ATS techniques for measuring inoculation degree when casting under eutectic and eutectic silumin, with emphasis on ATSi10Mg (STAS 201/1-80) indicating the procedure for calculating the reference eutectic temperature, T_E, when secondary elements (Fe, Cu, Mg) are present. The inoculation degree is estimated by the undercooling, ΔT.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *38*

I.Butnariu: **Researches regarding the influence of the technological factors upon the chrome behaviour during oxygen refining of the austenitic stainless steels in VOD plants**

The work presents the influence on the technological factors upon chrome burning, settles the values of the technological parameters to realise a fast decarburation with a minimum chrome burning and the nomogram for calculating the chrome burning.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *42*

V.Cojocaru: **Nodular cast iron making in casting ladles having two boxes with plug lifting rod**

The casting-inoculation ladle has two bottom boxes separated by a vertical wall and two horizontal plates provided with holes that and plugs activated by an outside handled rod.

By opening the holes, the iron enters the box, magnesium evaporates, the vapours leave the box round the rod with an even distribution in the iron to be inoculated, increasing thus graphite nodulisation degree and inoculation uniformity.

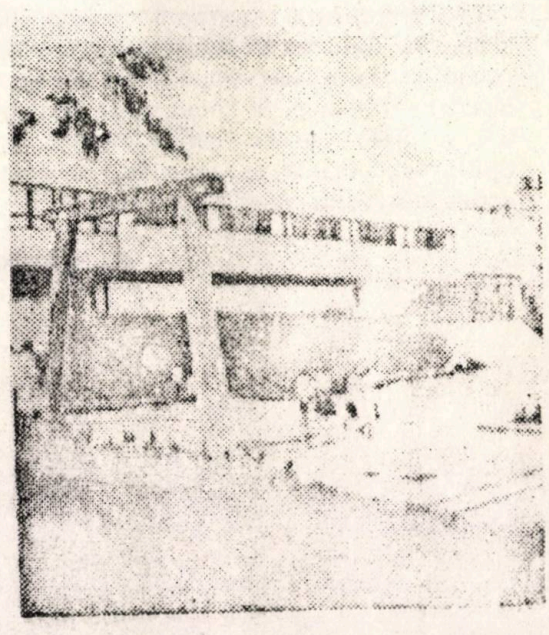
Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *48*

Mihaela Pana: **The Freiberg Academy**

The paper tells the story of the oldest metallurgical, cultural, research and educational center of Europe.

Founded by Leibniz, developed and led by Adolf Ledebur and having as motto "Theori cum praxis" its best results were: the Maurer diagram, amalgamation process, the first iron and steel handbooks and the foundation of the first metallurgical associations of the world.

Metalurgia (45), 1993, nr.12, p. *53*



PREMIUL ACADEMIEI 1991

TURNAREA DE PRECIZIE CU MODELE GAZIFICABILE DIN POLISTIREN

Prof. dr. ing. Sofroni L., conf. dr. ing. Chira I., s.l. ing.Margincan I., conf.dr.ing. Bratu C-tin

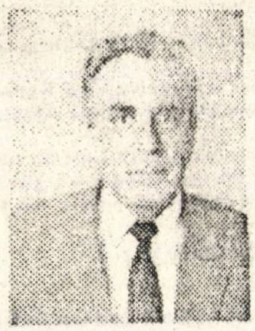
Seria "TEHNICA LA ZI", Editura Tehnica BUCURESTI -1991

Lucrarea prezinta unul din procedeele moderne de turnare, utilizat atât în turnatoriile mici cât si în turnatoriile mari, de la realizarea unor organe de masini complexe pâna la realizarea unor adevarate lucrari de arta. Turnarea de precizie cu modele gazificabile este un subiect întâlnit frecvent în literatura de specialitate internationala (Vollformgüp Full mould, Lost foam, Evaporative casting process etc.).

Autorii au o vasta activitate în domeniul turnarii conventionale, cartea de fata prezentând o mica parte din activitatea tehnologica, practica, experimentala si de documentare din domeniul turnarii de precizie cu modele gazificabile. De la un scurt istoric al procedeului se trece la problemele tehnologice, metalurgice, precum si la avantajele de utilizare a procedeului. Astfel, lucrarea (prima din tara noastra de acest gen) se alatura celor doua lucrari aparute în Europa, si anume Vollformgüp- din Germania, Procédé de moulage avec modèle gazéificable- C.T.I.F.- Franta. Ne bucuram ca lucrarea de fata a primit Premiul Academiei 1991, ca o recunoastere profesionala a autorilor si în acelasi timp o recunoastere a scolii românesti de turnatorie.

Colectivul de autori face parte din corpul didactic al catedrei Turnarea Metalelor si Materialelor Compozite din cadrul Universitatii Politehnice Bucuresti. Mentionam ca aceasta catedra este câstigatoarea a sase premii ale Academiei în ultimii opt ani. Speram ca lucrarea de fata sa fie si în continuare ceruta atât în tara cât si în strainatate.

ing. Mihaela Pana



Prof. dr. ing. Sofroni Laurentie

Conf. dr. ing. Chira Ion

S. l. ing. Margincan Ioan

Conf. dr. ing. Bratu Ion

INFLUENTA METALURGIEI ASUPRA INDICATORILOR MACROECONOMICI

Ing. Gh. Chitu, S. C. ICEM S.A. - Bucuresti

C.Z.: 669.14

Dezvoltarea siderurgiei la nivel mondial

Dezvoltarea economiei unei tari, reflectata si în cresterea produsului intern brut (PIB), a venitului national (VN), productiei industriale (PI), în echilibrul balantei de plati externe si a altor indicatori macroeconomici, precum si în cererile tot mai mari de produse metalurgice, impune cresterea productiei de otel.

In secolul nostru, pe plan mondial, ca de altfel si în România, productia de mijloace fixe si bunuri materiale de larg consum s-a situat pe curbe ascendente si acest fapt a solicitat, între altele, cantitati tot mai mari de otel cu unele fluctuatii în perioade de criza sau evenimente internationale deosebite (razboaie, revolutii etc.).

Evolutia productiei mondiale de otel este prezentata în tabelul 1.

In unele tari, productia de otel în ultimii 10-12 ani a avut un ritm mai lent de crestere sau chiar o usoara diminuare, deoarece în majoritatea acestor state a început restructurarea si modernizarea industriei metalurgice în vederea îmbunatatirii calitatii, sporirii ponderii sortimentelor destinate ramurilor noi, valorificarii superioare a metalului si cresterii rentabilitatii.

In perioada 1980-1990, în tarile în curs de dezvoltare a crescut productia de otel cu 82%, datorita sprijinului acordat de stat pentru dezvoltarea industriei metalurgice. In tabelul 2 sunt înscrise productiile de otel realizate în unele state, în perioada 1970 - 1990, din care rezulta ca dezvoltarea siderurgiei sau mentinerea productiei acestei ramuri la un nivel ridicat este o optiune aproape general valabila, întrucât produsele sale în anumite ramuri sunt de neînlocuit.

Tabelul 1

Evolutia productiei mondiale de otel în perioada 1900 - 1990
World steel output evolution between 1900 and 1990

mil. t

Anul	Productia	Anul	Productia
1900	28,3	1950	189,8
1910	60,3	1960	347,1
1920	72,5	1970	395,3
1930	95,1	1980	716,2
1940	140,6	1990	769,9

Tabelul 2

Evolutia productiei de otel în unele state, în perioada 1970 - 1990
Steel output in selected countries between 1970 and 1990

mil. t

Tara	1970	1975	1980	1985	1990
Anglia	28,3	20,2	11,3	15,7	17,8
Argentina	1,9	2,2	2,6	2,9	3,6
Austria	4,1	4,1	4,6	4,7	4,6
Belgia	12,6	10,8	12,3	10,7	11,4
Brazilia	5,4	8,3	10,2	20,5	20,4
Canada	11,2	13,0	15,9	14,6	13,0
Ceho-Slovacia	11,5	14,2	15,2	15,0	14,9
China	18,0	23,9	37,2	46,8	66,3
Coreea de Sud	...	1,3	8,6	13,5	23,1
Franta	23,8	18,3	21,3	18,8	19,0
Germania (R. F. G.)	45,0	40,8	43,8	40,5	38,4
Italia	17,3	21,9	26,5	23,9	25,6
Japonia	93,3	102,3	111,4	105,3	110,3
Mexic	3,8	5,3	7,0	7,4	8,7
Olanda	5,0	4,9	5,0	5,5	5,4
Polonia	11,8	15,4	19,5	16,1	13,6
Spania	7,4	11,3	12,6	14,2	12,9

Tabelul 2 (continuare)

Tara	1970	1975	1980	1985	1990
Suedia	5,5	5,6	4,2	4,8	4,5
S. U. A.	119,3	105,8	101,5	80,1	89,4
Turcia	1,3	1,6	2,5	4,9	9,3
C. S. I. (URSS)	115,9	140,3	147,9	154,7	154,4
România	6,5	9,5	13,2	13,8	9,8

Aportul siderurgiei la dezvoltarea economiei României

Industria metalurgica din tara noastra realizeaza o structura diversificata de produse din oteluri de toate tipurile (obisnuite, slab aliate, aliate, înalt aliate), care sunt prelucrate in laminate, tevi, table si benzi laminate la rece din oteluri inoxidabile, refractare, silicioase (electrotehnice), bare trase (otel calibrat), cord metalic, cabluri de tractiune, electrozi de sudura, table zincate, lanturi, cuie etc.

Produsele realizate de siderurgie raspund cerintelor beneficiarilor interni si externi.

La export, începînd cu anul 1983, s-au livrat peste 2,3 mil.t produse siderurgice finite, ajungînd la 3,8 mil.t în anul 1988 (sau 3,2 mil.t în anul 1989), din care cca 2/3 pe relatia devize convertibile (D.C.).

Cresterea economiei nationale si majorarea cererilor de produse siderurgice pe piata libera au impus o dezvoltare a siderurgiei, care în permanenta a avut o contributie importanta la progresul general al tarii.

Investitiile statului pentru dezvoltarea siderurgiei în perioada 1960-1980 au reprezentat 6,9-11% din totalul fondurilor destinate industriei. In acest fel, în anul 1980, comparativ cu anul 1950, productia siderurgica a crescut de 32 de ori, iar cea a industriei în general de 33 de ori.

Importul de produse siderurgice s-a diminuat de la 1,5 mil.t în anul 1970, la 620 mii t în 1989.

Dezvoltarea metalurgiei a contribuit si la îmbunatatirea situatiei balantei de plati externe a României, prin aportul valutar, ca urmare a cresterii exportului de produse finite ca atare (din productia proprie).

Numai în anul 1989 încasarile valutare ale metalurgiei, din export de metal pe relatia devize convertibile, au reprezentat 780 mil.$.

Industria siderurgica din tara noastra asigura cca 90% din necesarul de produse finite din otel solicitat în economie.

Importul de materii prime pentru siderurgie în perioada 1990-1992 a reprezentat 9-10% din importul României, iar exportul de metal a avut o pondere de 13-14% din încasarile valutare ale tarii, rezultând încă o data avantajul metalurgiei si contributia sa la nivelul unor indicatori macroeconomici.

Dotarea metalurgiei permite acesteia sa fabrice unele produse competitive la export, realizând o valorificare medie mai mare de 2$/1$ import de materii prime.

Prin export de masini si utilaje sau alte produse care înglobeaza metal, gradul de valorificare a importului de materii prime si energetice creste de 4-5 ori.

Industria metalurgica din tara noastra s-a construit cu tehnica si tehnologia caracteristice deceniului '70.

Procedeul de elaborare a otelului în convertizoare LD, introdus în România la C.S. Galati în anul 1968, era cel mai eficient pe plan mondial în perioada respectiva.

Laminoarele de tabla mijlocie si groasa de la C.S.G., importate din Franta si S.U.A., au fost exceptionale utilajelor de acest tip, care erau furnizate din alte tari.

Uzina **OTELINOX** Târgoviste, construita pentru producerea de tabla si benzi laminate la rece din oteluri inoxidabile si refractare, a fost realizata dupa tehnologie japoneza si prin acordare de credite BIRD.

Acestea sunt câteva exemple de tehnica si tehnologie moderna, care au stat la baza construirii siderurgiei românesti.

In acest fel, industria siderurgica a putut lucra competitiv si a penetrat toate pietele lumii cu produsele sale (Europa, S.U.A, Japonia, Africa, Asia, America de Sud, Australia etc.).

Industria siderurgica, în care lucreza cca 250 mii salariati, poate asigura prin produsele sale conditii de munca pentru alte câteva milioane de oameni (cca 5 mil.) în celelalte ramuri industriale consumatoare de otel.

Industria siderurgica a lucrat rentabil si a asigurat statului un profit de câteva miliarde lei anual.

Din resursele energetice ale tarii siderurgia consuma, în conditii normale de functionare, 10% din energia electrica a tarii, 9% din gazul metan si 5% din pacura, dar asigura metalul necesar întregii Românii si 25-30% din productia proprie o poate livra la export.

Aceasta prezentare succinta a realizarilor tehnico-economice din siderurgia noastra pledeaza pentru acordarea unei atentii deosebite acestei ramuri, care este rentabila si indispensabila economiei României pentru succesul reformei în curs de desfasurare.

Numai restructurarea industriei siderurgice în concordanta cu modernizarea si asigurarea cu prioritate a bazei materiale va duce la plasarea României pe o curba de evolutie economica ascendenta.

Tabelul 3

Situatia comparativa a unor resurse de materii prime si energetice necesare siderurgiei in anul 1990

Raw materials and energy sources for steel industries in selected countries, in 1990

Tara	Minereu de fier, mil. t		Carbuni cocsificabili, mil. t		Cocs de furnal, mil. t		Fier vechi, mil. t		Gaz natural, mld. Nm^3	Titei, mil. t
	Productie	Import	Productie	Import	Productie	Import	Productie	Import	Productie	Productie
Austria	2,3	3,9	2,5		1,7	0,77	1,24	0,06		
Belgia		20,3	1,0	14,7	5,4	0,82	3,06	0,92		
Canada	35,8	4,1	68,3	13,0	3,7	1,11	6,65	1,00	108,0	76,3
Ceho-Slovacia	1,7	8,7	25,0		9,7		6,85			
Finlanda		3,2		5,0	0,43		0,81	0,05		
Franta	8,7	18,8	7,0	19,4	7,2		9,12	1,10	3,3	
Germania (R. F. G.)	0,08	43,7	76,5	9,3	20,1	0,85	16,70	1,15	17,5	
Italia		17,2		20,0	6,4	0,02	16,00	6,00	17,1	
Japonia	0,2	125,3	8,3	95,0	53,0		48,20	1,05	0,4	
Olanda		8,3		17,3	2,7	0,36	0,91	1,16	73,2	-
Suedia	19,9	0,32			1,0	0,32	2,16	0,25		
S. U. A.	55,5	18,1	647,0		27,7	0,70	63,40	1,30	500,0	366,0
România	0,58	11,4	1,4	4,3	3,7	1,10	4,40	-	28,3	7,9

Tabelul 4

Indicatori caracteristici pentru nivelul de dezvoltare al unor tari care importa materii prime pentru siderurgie
Development level indices for certain countries importing raw materials for their steel industry

Tara	Productia de otel			Produsul national brut (P.N.B.)		Indicele productiei industriale 1990/1980, %
	Cantitatea, mil. t/an 1990	Indicele prod. otel '90/'80,%	kg/loc. 1990	$/locuitor 1990	Indicele P. N. B. 1989/1980, %	
Belgia	11,42	92,5	1161	16390	135,3	123
Finlanda	2,86	113,9	572	22060	217,8	130
Italia	25,60	96,6	444	15150	202,3	114
Japonia	110,30	99,0	893	23730	240,4	149
Olanda	5,41	109,1	362	16010	133,3	116
România	9,76	74,1	421	2941		107

Evolutia unor indicatori macroeconomici

Construirea industriei siderurgice în România a fost o optiune benefica, iar strategia de restructurare si modernizare poate contribui la ridicarea nivelului general al economiei Românici.

Alternativa importului unor cantitati atât de mari de laminate finite, tevi si alte produse cu prelucrare avansata ar fi îndatorat foarte mult România, iar nivelul general de dezvoltare al economiei ar fi fost influentat negativ.

In tabelul 3 sunt enumerate câteva tari: Austria, Belgia, Ceho-Slovacia, Finlanda, Japonia, Olanda si chiar Franta, Germania, Italia, care de asemenea si-au dezvoltat siderurgia cu minereu de fier, carbune, cocs, petrol s.a din import, deoarece nu au

Tabelul 5

Evolutia unor indicatori macroeconomici în România
Evolution of certain economic indices

Denumirea indicatorului	Realizari în anul						
	1980	1985	1986	1987	1988	1989	1990
Produsul intern brut (P. i. B.), mld. lei (preturi curente)	617	817	839	845	857	798	844
P. I. B. provenit din industrie, mld. lei	325	433	460,5	461,8	460	422	407
Ponderea industriei în P. I. B., %	52,6	53	55	54,7	53,7	53	48,2
Venitul national (V. N.), mld. lei (preturi curente)	514	672	694	697,2	697,4	633	672
V. N. provenit din industrie, mld. lei (preturi curente)	306	396	416,7	417,3	411,3	367,7	359,4
Contributia industriei la crearea V. N., %	59,5	59	60	59,8	59	58,1	53,5
Ponderea constructiilor de masini în productia industriala, %	35,2	29,7	29,7	29	28,9	27,7	25,8
Ponderea siderurgiei în productia industriala, %	7,3	7,1	7,2	6,7	6,8	6,8	6
Productia de otel, mii t	13175	13795	14276	13885	14314	14411	9761
Consumul aparent de laminate finite, mii t	9125	8275	8390	8130	7679	7940	5752
Gradul de acoperire a consumului din productia interna, %	88,6	91,6	91,8	92,7	92,5	94,1	91,1
Indicele de consum la laminate finite în activitatea industriala, t/mil. lei	28,1	19,1	18,2	17,6	16,7	18,8	14,1

zacaminte proprii sau acestea sunt insuficiente; în tabelul 4 se prezinta exemple de indicători caracteristici pentru nivelul de dezvoltare al unor astfel de tari.

Datele din tabelul 4, caracterizând evolutia în deceniul '80 a câtorva tari cu import aproape integral de materii prime pentru siderurgia lor, arata ca o productie specifica de otel în limitele 362.....1161 kg/loc. nu a fost o frîna în cresterea industriei si a PNB.

Indicatorii sintetici ai României din perioada 1980-'90 (tab.5 si diagrama) releva de asemenea ca siderurgia a contribuit direct la PIB ca si la VN.

CONCLUZII

Siderurgia este necesara în majoritatea tarilor, în vederea sustinerii dezvoltarii celorlalte ramuri economice.

Industria siderurgica este rentabila la un mers continuu; orice tendinta de functionare a acestei ramuri cu intermitenta este o mare eroare, deoarece:

» unele agregate nu pot fi oprite sau conservate din punct de vedere tehnologic fara consecinte, asa cum sunt de exemplu cocseriile si furnalele, care trebuie mentinute în stare calda, ceea ce înseamna consum de combustibil în mod nerational si plata personalului de supraveghere;

» alte agregate, cum sunt cuptoarele electrice si convertizoarele, în cazul functionarii discontinue, au foarte mari consumuri energetice de materiale refractare, electrozi din grafit etc.

Cu toate ca România nu dispune decât în mi o masura de materii prime necesare siderurgiei, produsele sale pot fi rentabile în comparatie cu sortimente similare daca acestea s-ar asigura din import.

Pentru România în etapa actuala, otelul constituie o resursa vitala si ca urmare industria care îl realizeaza trebuie sa fie asigurata cu baza materiala necesara unei functionari la nivelul cererii, iar partial compensarea valutara sa se realizeze si prin export de masini, utilaje si alte bunuri care valorifica mai bine metalul decît "exportat ca atare" si sa fie sprijinita direct pentru îndeplinirea obiectivelor strategice de restructurare si modernizare.

RESTRUCTURARE

COMBINATUL SIDERURGIC SIDEX S. A. GALATI ESTE UN PARTENER SIGUR PENTRU CONSTRUCTIILE DE NAVE DIN ROMÂNIA

(Cuvântare rostita la Simpozionul International Naval SANAB '93, care a avut loc în perioada 8 - 10 IX 1993 la Braila)

Dr. ing. Florea Strugari S. C. Sidex S. A. Galati

Ca principali furnizori de metal pentru constructiile de nave din România si ca vecini apropiati, va multumim pentru invitatia facuta de a participa la Simpozionul International Naval de astazi si va informam ca **SIDEX S.A Galati** a sarbatorit anul acesta 25 de ani de la punerea în functiune a fluxului integrat, capabil sa realizeze o gama foarte diversificata de table groase, table si benzi la cald si la rece, table zincate, table din otel inoxidabil si refractar, tevi sudate pe generatoare si toata gama de piese si utilaje metalurgice.

Dotarea si tehnologia aplicata la C.S SIDEX S.A este similara cu a altor uzine siderurgice moderne din lume, la nivelul anului 1980. Activitatea productiva a Combinatului Siderurgic SIDEX S.A Galati în ultimii ani s-a desfasurat în conditii specifice perioadei de tranzitie, de la economia supercentralizata catre economia de piata, înregistrând un proces permanent de ajustare a nivelului si structurii în corelatie cu evolutia cererii pietei interne si externe. Astfel, în prezent, realizam productii medii de otel de cca 8000 t pe zi, din care 60% pentru piata interna si 40% pentru piata externa. Fluxurile, agregatele si instalatiile în functiune la combinat ocupa practic întregul necesar de produse plate solicitate de economia nationala. Satisfacem integral cererea de table si benzi pentru constructiile navale, industria de autovehicule, vagoane si constructii industriale, precum si industria bunurilor de consum.

Inca din anul 1970, pentru constructiile navale, C.S. SIDEX S.A. Galati are atestata fabricatia tablelor groase din otel conform registrelor: **DNV, ABS, GL, BV, LRS**, registrul **RUS, RNR**, care este reactualizata periodic în functie de reglementarile care apar în aceste registre.

Calitatile de otel naval pe care le realizam la CS, SIDEX S.A. Galati sunt:

» *oteluri de constructie si rezistenta normala: grad A,B,D,E;*

» *oteluri de constructie cu rezistenta ridicata: grad A32, D32, E32,A36,D36,E36.*

Gama dimensionala realizata la tablele groase navale: grosime 6 - 150 mm, latime 1500 - 4200 mm si lungime 6 - 15m.

Pentru tablele navale sunt garantate caracteristicile de tenacitate la temperaturi scazute (max.-40^{0}C) si, la cerere , rezistenta la destramare lamelara si marimea grauntelui. La controlul US se garanteaza clasa de calitate **M3S3.** Caracteristicile mecanice sunt obtinute prin tratament termic de normalizare în cuptor la gradele D si E si din laminare controlata la gradele A si B.

C.S. SIDEX S.A. Galati fabrica table groase din otel pentru platformele de foraj marin, marcile de otel **PPM 57/45** si **A 517** grad E. Acestea sunt oteluri de înalta rezistenta, microaliate, tratate termic prin instalatiile de calire - revenire. Începând cu anul 1994 fabricatia tablelor navale se va realiza în regim de asigurare a calitatii.

In cei 25 de ani de activitate a C.S. Galati, am livrat peste 7 milioane tone tabla navala la intern si export. Numai în acest an am livrat 99 745 tone, din care 2 853 tone la Santierul Naval Braila, fata de 3 370 tone obligatii scadente.

In anul 1993, productia de otel va fi de circa 3,2 mil tone, din care 76% produse plate, tabla navala fiind de 8,6% repartizata astfel: **5,3% la export** si **3,3 % la intern.** Tinând seama de tendintele noi de dezvoltare pe plan mondial, la C.S. SIDEX S.A. au fost prevazute înnoiri si modernizari de tehnologii si fluxuri de fabricatie, cu implicatii asupra calitatii, structurii si eficientei productiei. Astfel, pentru cresterea omogenitatii si puritatii otelurilor cu efect asupra îmbunatatirii caracteristicilor mecanice la produsele plate, avem demarate o serie de modernizari si retehnologizari ale fluxurilor de fabricatie, cum sunt:

» desulfurarea fontei în afara furnalului;

» insuflarea combinata a otelului în convertizor;

» modernizarea turnarilor continue în sleb si blum;

» modernizari pentru combaterea poluarii mediului.

In acest sens avem o serie de contracte deja semnate, pe probleme tehnologice, cu firme din Germania si pe probleme de protectia mediului cu firme din Japonia.

Va informam ca, drept urmare a studiului de restructurare a siderurgiei românesti efectuat de catre **SOFRES - CONSEIL** Franta, în prezent productia de otel din tara este de 6,5 milioane tone, din care la SIDEX S.A. Galati realizam 3,2 milioane tone, urmând o crestere pâna în anii 2000 - 2010 la maximum 5 milioane tone. In aceasta perioada ne propunem sa finalizam modernizarile mentionate mai sus, fiind capabili sa oferim toata gama sortodimensionala necesara constructiilor navale la nivelul performantelor mondiale.

MANIFESTARI INTERNATIONALE ÎN CURSUL ANULUI 1994

WIRE 1994 -Salonul international pentru sârma si cabluri si **TUBE 1994** - Salonul International pentru tevi, **Düsseldorf**, Germania, 11-15 aprilie 1994

Düsseldorf Messegesellschaft mbH- NOWEA Postfach 320203, Stockumer Kirchstrasse 61 4000 Düsseldorf 30 (Germania) Tel.(0211) 45-60-01- Fax(0211)45 60-668

Cea de-a **77-a conferinta** privind **productia de otel** si cea de-**a 53-a conferinta** privind **productia de fonta. Chicago** Il, USA, 24- 27 aprilie 1994

Organizator: Societatea Fierului si Otelului

Conferinta internationala privind **încercarile de materiale, Ungaria**, 7-9 mai 1994

PM'94 - Congres international privind metalurgia pulberilor: **Franta**, 6-10 iunie 1994

Organizatori: Societatea Franceza de Metalurgie si Materiale (SF2M) sau Asociatia Europeana de Metalurgia Pulberilor

METEC ' 94 - A doua conferinta europeana privind **turnarea continua** si a sasea conferinta internationala privind **laminarea**

Düsseldorf, Germania, 20-22 iunie 1994, Verein Deutcher Eisenhüttenleute, Sohnstrasse 65 Postfach 8209, D-4000 Düsseldorf 1 (RFA), Fax (0211)6707310

JIMIC-2/ICSMA - 10 - A doua conferinta internationala privind aspectele fizice fundamentale referitoare la tractiune a materialelor cristaline

Organizator: Institutul de Metale, Japonia, Prof.H.Oikawa - Departamentul de Stiinta Materialelor

Facultatea de Inginerie, Tohoku University, Sendai 980, Japan, Fax 22268 2949

A noua conferinta internationala privind **tratamentul termic si ingineria suprafetelor**, Nisa, Franta, 26-30 septembrie 1994

Organizator: Asociatia Tehnica de Tratament Termic, 5 Avenue de Verdun, B.P.105, 94208 Ivry-sur-Seine Cedex, Fax (1) 46 72 41 85

A 36-a conferinta privind **prelucrarile mecanice si elaborarea otelului. Baltimore**, MD,USA, 16-19 octombrie 1994

Organizator: Societatea Fierului si Otelului

NIRE 1994

METEC '94

PM '94

STADIUL DE DERULARE A ACTIUNILOR DE MODERNIZARE A UNOR FLUXURI DE FABRICATIE LA "SIDEX" S.A. GALATI

ing. Chiculita Mihai - S.C. Sidex S.A. Galati

C.Z.: 658.5

Pentru a asigura competitivitatea produselor siderurgice fabricate la Galati sunt în curs de derulare în diferite stadii mai multe actiuni de modernizare a proceselor de fabricatie pe fluxul de baza al combinatului, care se refera la cresterea calitatii produselor, reducerea consumurilor materiale si de combustibil, reducerea nivelului de poluare a mediului.

Actiunea de modernizarea a combinatului urmeaza a se face pe etape, în functie de prioritatile tehnologice si de resursele financiare. Urmarind fluxul de fabricatie, principalele lucrari de modernizare în etapa 1993 - 2000 sunt urmatoarele:

» *la uzina cocsochimica (bateriile 1-6) se vor realiza lucrari de îmbunatatire a exploatarii instalatiilor, cu reducerea gradului de poluare a mediului în perioada 1993 - 1995, precum adoptarea usilor tip SIDEX la bateriile 3 si 4, având în vedere rezultatele bune obtinute la bateriile 5 si 6;*

» *în sectorul chimic al cocseriei nr.1, în perioada 1994 - 2000 sunt prevazute modernizari la instalatia de desulfurare a gazului de cocs, cu obtinerea de sulf elementar de puritate 99,5%, la instalatia de obtinere benzen, la instalatia de fabricatie a naftalinei pentru cresterea puritatii si randamentului de extractie, precum si la instalatia de obtinere antracen cu puritate peste 90%, necesar obtinerii antrachinonei, produs cautat pe piata interna si la export, pentru care se prevede realizarea unei instalatii noi;*

» *la uzina cocsochimica nr.2, este prevazuta reconstructia modernizata a bateriei nr.7, în perioada 1997 - 2000, care sa duca la cresterea calitatii cocsului si reducerea consumurilor energetice;*

» *în cadrul uzinei aglomerare - furnale urmeaza a se efectua lucrari de modernizare îndeosebi la agregatele de mare performanta, cum sunt: furnalele 5 si 6 si 2 si 3, astfel:*

- *la furnalele nr.4 si 5 urmeaza a se injecta praf de carbune, în scopul eliminarii insuflarii de gaz metan si reducerii consumului specific la cocs pe tona de fonta. Acest obiectiv este contractat deja si urmeaza a se realiza în perioada 1994 - 1995;*
- *la furnalul nr.6, cu ocazia reparatiei capitale din anii 1995 - 1996, se prevede efectuarea de lucrari de modernizare, dintre care mentionam injectia de praf carbune si automatizarea procesului de elaborare a fontei cu tehnica de calcul moderna;*
- *îmbunatatiri tehnologice si de utilaje urmeaza a se efectua si la masinile de aglomerare 5,6 si 7;*
- *la otelarii, prioritate au lucrarile de modernizare a otelariei nr.1 si a turnarii continue de sleburi aferente, dat fiind ponderea importanta a productiei de otel ce se realizeaza în acest ansamblu tehnologic, fata de totalul productiei de otel din combinat.*

Prin modernizarile ce se vor face la convertizoarele existente, si anume insuflare cu azot si argon pe la fundul convertizorului, conducerea procesului de elaborare a otelului cu model dinamic si calculator, la care se adauga în amonte standul de desulfurare a fontei, se va îmbunatati radical calitatea otelului, în principal nivelul de puritate, în acelasi timp cu încadrarea sarjelor în programe la nivelul de peste 90%. Pentru aceste lucrari sunt deja semnate contracte cu furnizori externi, cu termene de realizare în anul 1994, respectiv 1995.

Pentru modernizarea primelor doua masini de turnare continua a sleburilor, tratativele sunt în derulare, astfel încât modernizarile sa poata fi efectuate in anul 1995, pentru a fi corelate în mod corespunzator cu modernizarea otelariei nr.1, asigurându-se astfel conditii ca otelurile de calitate sa nu fie afectate sau chiar impurificate în zona de turnare continua.

Pentru blocul otelariei nr.3 cu cele cinci masini de turnare a blumurilor sunt prevazute lucrari de modernizare care vizeaza desulfurarea fontei, tratarea otelului în oala, modificarea unei masini existente pentru fabricatia de tagla - teava si nu este exclus sa se adapteze si restul masinilor pentru turnarea de tagla - sina cale ferata, tagle rotunde si patrate de dimensiuni mici.

Desi sunt demarate tratative tehnice si comerciale cu furnizorii externi pentru o parte din aceste modernizari, nu se va trece la modernizare pâna nu se vor clarifica problemele de marketing si de piata de desfacere a noilor produse în tara sau pe piata internationala. Apreciem ca hotarârea asupra fabricatiei acestor noi produse la SIDEX se va lua în contextul avizarii studiului de restructurare a siderurgiei în România.

La Uzina de laminate plate principalele modernizari si retehnologizari prevazute a se realiza în perioada 1994 - 2000 sunt:

- în cadrul Laminorului de benzi la cald se va realiza în perioada 1994 - 1996 modernizarea trenului finisor si a instalatiei de racire dirijata a benzii, urmarindu-se reglajul automat al grosimii benzii, asigurarea planitatii si a proprietatilor mecanice impuse. De asemenea, se va moderniza cuptorul cu propulsie nr.2 si se vor aduce îmbunatatiri la ruloare, efectele scontate fiind reducerea consumului de combustibil cu 5%, îmbunatatirea încalzirii sleburilor si reducerea cantitatii de tunder cu 1%;

- în cadrul Laminorului de benzi la rece se vor realiza în perioada 1994 - 1995 lucrari privind schimbarea sistemului de bai de decapare si îmbunatatirea conducerii benzii la linia de decapare nr.1, lucrari ce urmaresc cresterea scoaterii, îmbunatatirea calitatii benzii decapate si reducerea poluarii prin reducerea noxelor. In perioada 1995 - 1996, se va realiza modernizarea laminorului tandem nr.1 prin introducerea reglajului hidraulic si corectarea profilului benzii laminate. Prin aceasta actiune se urmareste îmbunatatirea calitatii produselor, reducerea consumului specific de materii prime, materiale, energie si crearea posibilitatii fabricarii unor noi produse. De asemenea, în perioada 1996 - 1997 este prevazuta a se realiza modernizarea liniei de zincare la cald, cu efecte benefice asupra calitatii produselor si a calitatii mediului prin reducerea noxelor;

- în cadrul Laminorului de tabla groasa nr.2 este prevazuta modernizarea cajelor de laminare prin introducerea reglajului automat al grosimii la caja finisoare si a modelului matematic la caja degrosisoare, urmarindu-se asigurarea unei grosimi constante, a planitatii si a proprietatilor mecanice a tablelor.

Aceste lucrari de modernizare - retehnologizare necesita un volum important de fonduri valutare pentru promovarea de tehnologii si utilaje complexe de la furnizorii externi.

Realizarea lucrarilor de modernizare va depinde de existenta resurselor financiare interne si de sprijinul financiar necesar a ne fi acordat de institutiile guvernamentale abilitate în acest scop.

REVISTA REVISTELOR

STAL, FEDERATIA RUSA, 1993, Nr.3

- 50 de ani de la înfiintarea C.M. Celeabinsk, p.1
- Productia de fonta de furnal la C.M. Celeabinsk, p.7
- Influenta regimului de elaborare în furnal asupra proprietatilor temporare ale componentelor cu continut de carbon ale gazului de furnal, p.10
- Asimilarea tehnologiei de elaborare în furnalul dotat cu dispozitiv de încarcare fara con cu instalatie de distributie cu jgheab a încarcaturii, p.14
- Directiile de dezvoltare si structura productiei de otel în C.S.I., p.21
- Elaborarea în convertizor a otelului de calitate pentru rulmenti, p.24
- Imbunatatirea tehnologiei de elaborare si a tratamentului în afara cuptorului a otelului electrotehnic anizotropic, p.26
- Imbunatatirea calitatii otelului si aliajelor retopite electric sub vid si topite electric cu inductie sub vid prin microaliere, p.28
- Eficienta elaborarii otelului si aliajelor în cuptoarele cu plasma, p.31
- Fabricarea unor piese forjate de dimensiuni mari din otel rezistent la coroziune crom-nichel-molibden, p.34
- Eficienta turnarii otelului electrotehnic în lingotierele largite în jos cu maselote izolate termic, p.36
- Protectia suprafetei placilor de turnare si a lingotierelor prin acoperirea cu dioxid de titan, p.38
- Imbunatatirea calitatii concentratelor metalizate de molibden, p.39
- Perfectionarea sistemului de racire accelerata a benzilor pe laminorul 2000, p.44
- Productia de tabla laminata la rece rezistenta la coroziune la C.M. Celeabinsk, p.49
- Influenta parametrilor tehnologici asupra calitatii benzilor laminate la rece din oteluri rezistente la coroziune, p.51
- Imbunatatirea izolatiei termice a tevilor pentru vatra, p.54
- Experienta fabricarii rotilor de cale ferata, p.55
- Fabricarea conductelor de gaze rezistente la frig si la presiunea de 5,5 MPa, p.56
- Metodologie noua de stabilire a coeficientului de frecare si a tensiunilor de contact la tragerea tevilor pe dorn scurt, p.58

CERCETARI PRIVIND IMBUNATATIREA CALITATII DALELOR CARBONICE PRIN INTRODUCEREA UNOR ADITIVI IN VEDEREA SCADERII REACTIVITATII CHIMICE

Cerc. stiintific Cecilia Trandafir, ing. Fl. Sterie, sing. Sanda Gorduna - S. C. CEPRAL S. A. Slatina

C.Z.:669.2/8

Tehnologia de obtinere a aluminiului prin procedeul Hall-Heroult se bazeaza pe reducerea electrolitica a alumini la temperatura ridicata (950 - 1000^{0}C) in mediu de saruri de fluor.

Electroliza se efectueaza într-o cuva de otel captusita cu carbune, un catod de aluminiu topit si electrolit.

Materialele carbonice de captusire nu trebuie sa se fisureze sau sa se dezagrege, ci sa asigure conditii optime de transfer de caldura pe întreaga durata programata de functionare a cuvei [1].

In timpul exploatarii cuvei, o serie de situatii duce la jocuri termice cu consecinte nefavorabile asupra captuselii carbonice. Conductibilitatea termica trebuie sa asigure o racire optima a chesonului cuvei prin protectia acestuia.

Agentii chimici din topitura de electrolit sunt puternic agresivi si la temperatura de cca 1000^{0}C masa carbonica sufera o influenta de natura fizico-chimica ce se concretizeaza în final prin modificarea caracteristicilor mecanice si electrice.

Sodiul si potasiul patrund în masa carbonica prin infiltrare si difuzie, determinând o "umflare" a acestuia. Actiunea de patrundere în reteaua cristalina a carbonului favorizeaza transformarea acesteia în retea grafitica chiar la temperaturi de cca 1000^{0}C, provocând o dilatare a blocului cu cca 6% fata de starea initiala.

Astfel, datorita tensiunilor produse în material pot sa apara fisuri si crapaturi care favorizeaza o infiltrare si mai puternica de produsi chimici.

Diminuarea efectului de infiltrare a sodiului si a celorlalti agenti chimici se realizeaza prin folosirea unor materiale adecvate, cu porozitate redusa, greu grafitabile sub influenta sodiului si cât mai inerte fata de aluminiu, precum si a unor retete si tehnologii care sa asigure o porozitate minima.

Incercarile de înlocuire a dalelor carbonice traditionale cu mase carbonice semigrafitate (grafitul rezista la atacul sodiului mult mai bine decât carbunele amorf) nu au dus la rezultate multumitoare din cauza costului ridicat [2].

S-au facut încercari de înlocuire a dalelor carbonice cu dale din carbura de siliciu dar si acestea n-au fost eficiente din cauza preturilor.

Pe lânga îmbunatatirile tehnice efectuate la fiecare etapa a procesului de productie, selectarea materiilor prime este de o importanta primordiala.

In ultimii 15 - 20 ani antracitul calcinat electric a devenit cel mai comun material de adaos la masa carbonica.

Numeroase lucrari de specialitate au accentuat superioritatea antracitului calcinat, care este recunoscut drept cel mai economic material pentru producerea blocurilor catodice si a dalelor laterale folosite la captusirea cuvelor de electroliza a aluminiului prin procedeul **Hall-Heroult** [3] [6].

Pe lânga antracit, ca materiai de baza se mai pot folosi: cocs de petrol calcinat, cocs metalurgic si electrografit, iar ca liant smoala de huila [7].

In functie de procedeul de formare se mai adauga în reteta ulei, cu scop lubrifiant în timpul operatiei de extrudare. La procedeul de formare prin presare (asa cum este prevazuta instalatia de la Combinatul de Aluminiu Slatina), nu se introduce în reteta pastei crude ulei; lubrifierea matritelor se efectueaza numai prin pulverizarea cu ulei.

Datorita faptului ca ALRO-S.A. a diminuat productia de aluminiu electrolitic, a aparut disponibila capacitatea de productie a unui turn de pasta de la sectia anozi.

Pentru stabilirea retetei si tehnologiei de fabricare a dalelor carbonice, adecvata la posibilitatile tehnologice ale turnului de pasta în laboratorul CEPRAL-S.A. s-au elaborat mai multe retete.

La efectuarea retetelor, s-au avut în vedere anumite consideremte privind materiile de baza utilizate în anumite fractii granulometrice si procente de smoala corespunzatoare. Dupa coacere pe aceste carote s-au efectuât determinari fizico- chimice. Deoarece din lipsa de aparatura nu se poate efectua carboxireactivitatea, s-a preluat testul de reactivitate ionica în Na_2SO_4, propus de S. Wilkenurg [8].

Reactivitatea în topitura ionica de Na_2SO_4 exprima comportarea dalelor carbonice în cuve, deoarece o reactivitate mai mare indica tendinta de sfarâmare în contact cu electrolitul în stare topita.

In urma compararii caracteristicilor fizico-chimice ale carotelor confectionate în laborator, s-a concluzionat ca cea mai adecvata reteta pentru experimentari industriale este reteta care contine antracit calcinat în fractiile mare si medie, iar în fractia fina-electrografit si dale deseuri.

In cadrul sectiei anozi de la ALRO-S.A. s-au fabricat blocuri carbonice care prin debitare au dus la obtinerea de dale carbonice.

Reteta folosita a fost urmatoarea:

- fractia 0,2 - 5,8 mm - antracit calcinat 50-70 %;

- *fractia 0 - 0,2 mm - deseuri de dale carbonice si electrozi grafitati 25-40 %;*

- *liant - smoala de huila 20-22 % fata de întregul material carbunos.*

Caracteristicile fizico-chimice ale dalelor fabricate dupa reteta de mai sus sunt redate în tabelul 1.

Pentru comparatie, în paralel, s-au recoltat probe din dale carbonice fabricate la ELECTROCARBON-S.A., la care procedeul de formare este prin extruziune.

Tabelul 1

Caracteristicile fizico - chimice ale dalelor fabricate la ALRO - S. A.
The physical and chemical properties of side wall carbon blocks obtained by ALRO - S. A.

Valori	Densitate aparenta, g/cm³	Rezistenta la compresiune, kgf/cm²	Rezistivitate electrica, μ, cm²/cm	Cenusa, %	Reactivitate chimica, în Na_2SO_4%
Valoare minima	1,51	274	5,625	4,02	22,39
Valoare maxima	1,58	436	6,286	4,97	24,02
Valoare medie	1,54	361	5,984	4,55	23,21

Valorile medii ale caracteristicilor dalelor fabricate la ELECTROCARBON-S.A. sunt urmatoarele:

» densitatea aparenta, g/cm³ 1,42

» rezistenta la compresiune, kgf/cm² 222

» rezistivitatea electrica, μ, cm²/cm 7601

» cenusa, % 4,11

» reactivitatea chimica în Na_2SO_4, % 19,41

In urma compensarii caracteristicilor fizico-chimice ale dalelor formate prin presare cu ale celor formate prin extruziune se concluzioneaza ca valorile sunt comparabile. In general, caracteristicile sunt mai bune la dalele presate, cu exceptia reactivitatii, care este mai buna la dalele formate prin extruziune.

Pentru a verifica industrial comportarea dalelor, s-a experimentat rezistenta dalelor la atacul electrolitului, introducându-se într-o cuva de electroliza o dala fabricata la ALRO-S.A. si o dala fabricata la ELECTROCARBON-S.A. Cea mai buna comportare a avut-o dala de la ELECTROCARBON-S.A., care a rezistat mai bine la coroziunea electrolitului. Dala fabricata la ALRO-S.A. a prezentat tendinta de sfarâmare, deoarece reactivitatea chimica a electrolitului s-a combinat cu reactivitatea dalei.

Formarea blocurilor prin presare atrage dupa sine un grad de compactizare ridicat prin cresterea densitatii aparente si îmbunatatirea rezistentei la compresiune. Pe de alta parte, prin presare exista posibilitatea ca unele particule de antracit sa se fractioneze în timpul compactarii stratului, cauzând o retea fina de fisuri dupa coacere.

Din aceste observatii a rezultat faptul ca trebuie aduse îmbunatatiri retetei de fabricare industriala a dalelor la ALRO- S.A.

Din literatura de specialitate [9] reiese ca introducerea unor aditivi în smoala folosita drept liant duce la scaderea reactivitatii.

Substantele considerate inhibitori ai oxidarii masei carbonice sunt în mod obisnuit compusi ai borului, fosforului si halogenilor. Astfel, utilizarea B_2O_3 si $Na_2B_4O_7$ (borax) în cantitati mici (sub 3% din întreaga masa carbonica) influenteaza puternic cota si intensitatea reactiilor de oxidare chimica.

Având în vedere considerentele mentionate, s-au confectionat în laborator în paralel carote cu acelasi material carbunos, dar la unele s-a înlocuit pâna la 5% din smoala cu 5% borax.

Reteta pentru aceste carote s-a bazat pe urmatorii componenti, %:

- *antracit calcinat - fractiile 1,7 - 6,5* 20
- *cocs metalurgic - fractiile 0 - 0,8* 50
- *deseuri dale carbonice - fractiile 0,8 - 6,5* 30

total 100

- *smoala de huila* 22

Cele doua tipuri de carote au fost presate si coapte în conditii identice.

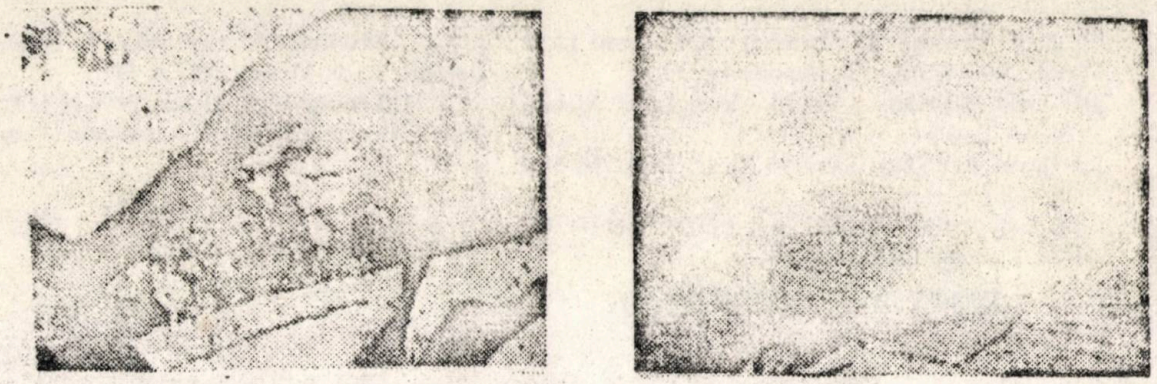
Interpretând prin comparatie analizele carotelor confectionate cu cele doua retete, reiese ca boraxul adaugat în smoala duce la cresterea rezistentei mecanice si la scaderea spectaculoasa a reactivitatii chimice (tab. 2) .

Microstructurile efectuate pe carote cu cele doua retete evidentiaza ca la carotele cu borax repartitia

Tabelul 2

Caracteristicile fizico - chimice ale carotelor confectionate cu acelasi material carbunos, dar cu procente diferite de smoala si borax
The physical and chemical properties of the test specimens, using the same carbon materials but with different pitch and borax content

Caracteristici	Carote cu 22% smoala, fara borax	Carote cu 21% smoala si 1% borax
Densitate aparenta, g/cm³	1,37	1,38
Rezistenta la compresiune, kgf/cm²	212	241
Reactivitate ionica în Na_2SO_4, %	15	0

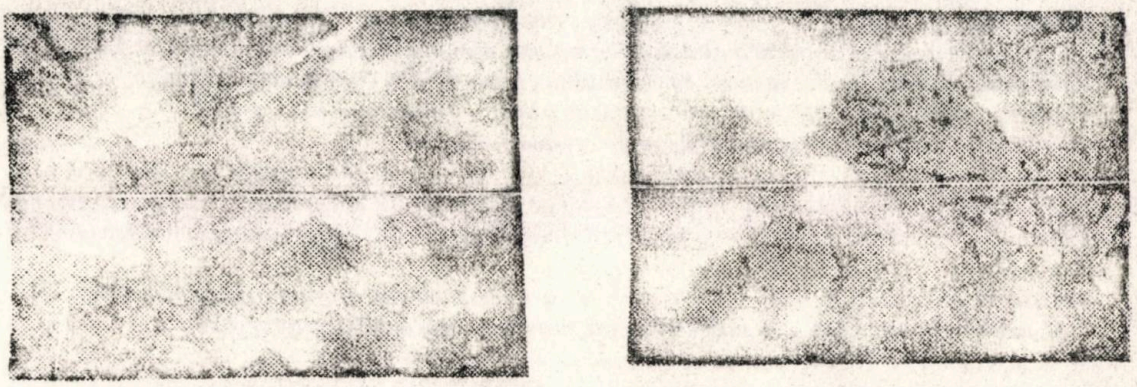


a *b*

Fig. 1

Microstructuri ale carotelor confectionate în laborator cu 22% smoala, fara aditivi: a - granule mari de antracit înconjurate de masa lianta în cantitate insuficienta; b - ansamblul structural cu granule de antracit bine legate, porozitate medie

Sample microstructure 22% tar, without binders : a - large anthracite grains surrounded by insuficient binder; b - anthracite grains with enough binder, average porosity



a *b*

Fig. 2

Microstructuri ale carotelor confectionate în laborator cu 21% smoala si 1,0% borax: a - granule carbonice bine legate prin masa lianta; b - structura cu granule de antracit de dimensiuni medii, care indica o repartitie uniforma

Sample microstructure for tar and 1% borax: a - carbon grains with enough binder; b - medium size anthracite grains with uniform distribution

constituentilor este mai uniforma, iar antracitul este mai bine legat în masa lianta.

Cercetarea calitativa pentru identificarea constituentilor si caracterizarea structurii s-a efectuat la microscopul automat **EPIQUANT**, la marire de 195 ori, în lumina reflectata. Micrografiile s-au efectuat cu aparat foto **PRAKTIKA** la aceeasi marire.

Analiza microscopica pune în evidenta constituenti structurali, cu modul de repartizare pe diferite granulatii.

In figura 1, a si b sunt redate microstructuri ale carotelor confectionate în laborator cu 22% smoala, fara borax; s-au identificat câmpuri ce reprezinta legaturi bune ale cocsului de smoala cu granule de antracit, fapt ce confera o porozitate medie.

Imaginile reprezentative pentru carotele confectionate în laborator cu 21% smoala si 1% borax, evidentiate în figura 2, a si b, prezinta o repartitie mai uniforma a antracitului si o legare mai buna a acestuia de masa lianta.

Comparând microstructurile efectuate pe carote cu si fara aditivi, se remarca diferenta între calitatea legaturii liant- amestec carbunos.

Efectul boraxului asupra îmbunatatirii reactivitatii se explica astfel: în timpul procesului de coacere a dalelor carbonice (topirea si cocsificarea smoalei de huila), particulele de B_2O_3 se fixeaza în mod preferential pe cocsul mai reactiv, care este cel provenit din liant.

Aceste particule egalizeaza reactivitatea materialului carbunos prin reducerea oxidabilitatii cocsului de liant.

BIBLIOGRAFIE

[1] **K. Grjothein, C. Krohn, M. Melinovsky, K. Matiasivsky, J. Thonsted:** Aluminium Electrolysis, 1977, p.282

[2] **David Belitskus:** Centrul Alcoa, Light Metals, 1987, p.563

[3] **J. C. Bernard, J.L. Brassart, S. Lacroix:** Light Metals, 1987, Carbon Technology, p.581
[4] **David Belitskus:** Centrul Alcoa, Light Metals, 1976, vol. I, p.411
[5] **David Belitskus:** Centrul Alcoa, Light Metals, 1977, vol. I, p.317
[6] **E. E. Mardin and col.:** Paper presented at the 107 ' IME Meeting, Denver, 1978
[7] **A. Alscher, W. Gemmeke, F. Alsmeier, W Boenigk:** Light Metals, 1987, p. 449
[8] **S. Wilkening:** Light Metals, 1988, p. 314
[9] **G.J. Houston H.A.Oye:** Aluminium 61, nr.5, 1985, p. 346

REVISTA REVISTELOR

CIORNAIA METALLURGHIIA, CERMETINFORMATIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.7

- Perspectivele prelucrarii si utilizarii spanului de metale feroase (materiale prelucrate la sedinta de la Lipetk, iunie 1991), p.3
- Dezvoltarea procedeelor de forjare a pieselor tip disc, p.10
- Experienta exploatarii instalatiilor de retopire electrica sub vid cu doi electrozi, p.19
- Lanci pentru arderea completa a oxidului de carbon în spatiul de lucru al convertizorului, p.21
- Utilizarea filtrelor ceramice la turnarea electrozilor consumabili în cuptoarele cu vid, p.22
- Pregatirea rumegusului (de lemn) pentru utilizarea la turnarea otelului Martin, p.23
- Laminarea fara sfârsit pe laminorul de profile comerciale, p.24
- Metoda de calcul de modelare rationala a cilindrilor de lucru de la laminorul de placare la rece, p.26
- Perfectionarea procesului de încalzire a colacilor de sârma din otel în cuptoare electrice cu clopot tip SGZ, p.30
- Elaborarea tehnologiei de prelucrare finala si de reconditionare a cilindrilor pentru laminarea la rece a microbenzilor, p.32
- Incercarile liniei cu rotor LSG 8 pentru executarea semifabricatelor de piulite hexagonale M8, p.35
- Tratamentul termic al tablelor groase în scopul maririi compactitatii acestora, p.36

CIORNAIA METALLURGHIIA, CERMETINFORMATIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.8

- Perfectionarea transmiterii laminatelor de la grupa degrosisoare la grupa finisoare a cajelor laminorului de benzi late, p.3
- Imbunatatirea calitatii suprafetei lingourilor din otel calmat, p.21
- Tratamentul otelului în oala cu flux pulsator de argon prin canalul închizatorului cu argon, p.22
- Micsorarea pierderilor de mangan pe parcursul perioadei de topire a otelurilor aliate cu crom si mangan rezistente la coroziune, p.22
- Perfectionarea tehnologiei de turnare în sifon a otelului, p.23
- Instalatie pentru scoaterea pernelor cilindrilor de laminor, p.24
- Micsorarea solicitarilor dinamice în linia de actionare a laminoarelor degrosisoare, p.25
- Asimilarea tehnologiei de executare a prajinilor de foraj cu diametrul de 73 mm, p.26
- Formarea microgeometriei rationale a suprafetei partii de lucru a cilindrilor de laminor pentru laminarea microbenzilor, p.27
- Imbunatatirea resursei tehnice a microcablurilor, p.29
- Utilaj care usureaza si accelereaza munca la ambalarea metalului calibrat si a sârmei, p.30
- Influenta factorilor tehnologici asupra structurii si proprietatilor tevilor laminate la cald din otel 08H 18N 10T, p.32
- Formarea structurii si proprietatile otelurilor cu continut de bor obtinute prin metalurgia pulberilor si tratate termic, p.34
- Incercarea industriala a tehnologiei de obtinere a materialelor metalizate din deseurile rezultate de la elaborarea otelurilor rapide, p.35

STRUCTURI METASTABILE ALE ALIAJELOR WOLFRAM - CARBON CU CONTINUT DE CARBON DE 3,8 - 4,1 %

Dr. ing. E. Florian, ing. S. Cluca,
Ing. M. Târcolea, ing. T. Vasile Universitatea "Politehnica" Bucuresti

Ing. I. Avram - S. C. Neferal S. A. Bucuresti

C.Z.: 669.017.3

Principalul obiectiv al prezentei lucrari il constituie **studiul transformarilor de faza** care au loc la racirea în conditii în afara de echilibru a topiturilor de wolfram si carbon cu un continut de carbon cuprins între 3,8 si 4,1%, precum si al influentei factorilor care modifica morfologia acestor transformari.

In legatura cu aceasta problema s-a avut în vedere faptul ca structurile care asigura caracteristici mecanice uniforme în masa granulei (în cazul materialului tip "RELIT" se impune microduritatea μHV) nu sunt structurile de echilibru, ci structurile în afara echilibrului termodinamic, obtinute prin racirea topiturii cu viteze mari de racire (supraracirea topiturii).

Materia prima utilizata

Tinând seama de faptul ca o calitate superioara a produsului finit depinde în mare masura de calitatea materiei prime, s-au facut determinari ale caracteristicilor pulberilor utilizate curent: pentru pulbere de wolfram [produsa prin reducerea bioxidului de wolfram (tab.1,a)] si pentru pulbere de negru de fum (tab.1a,b).

Conform diagramei de echilibru, topirea a fost facuta la temperaturi de circa 3000°C, iar racirea topiturii (W + C) cu un continut de carbon de 3,8 - 4,1% s-a facut în conditiile unei solidificari rapide.

Structura si proprietatile materialului elaborat si turnat

Toate probele prezinta un aspect preponderent acicular si nu lamelar, forma sub care ar trebui sa se prezinte eutectoidul ($W_2C + \alpha$ -WC). Acest lucru se datoreaza faptului ca supraracirea topiturii fiind puternica, fenomen care se continua cu supraracirea solutiei solide β - WC, transformarea care trebuie sa asigure pe de o parte duritatile foarte mari si pe de alta parte uniformitatea valorilor duritatilor în toata masa produsului nu este transformarea eutectoida β-WC→ ($W_2C + \alpha$ - WC), ci transformarea:

$$\beta - WC \rightarrow \alpha' - WC \qquad (1)$$

care se desfasoara fara difuzie, martensitic.

Caracterul "fara difuzie" al transformarii solutiei solide β -WC devine evident, facând apel la valorile coeficientului de difuzie al carbonului în solutia solida β - WC [1] si apoi comparând transformarea la supraraciri mari a solutiei solide α -WC, cu transformarea martensitica a austenitei în oteluri.

Dupa cum este cunoscut, austenita otelurilor nealiate se supraraceste în apa în vederea calirii martensitice. Transformarea martensitica este posibila în

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale pulberii de wolfram (a) si negru de fum (b)
Tungsten powder and carbon black properties

1. a)Pulbere de wolfram
Tungsten powder

Lotul	Compozitia chimica, %							Densitatea aparenta, g/cm³	
	Oxigen		Fier		Reziduuri la hidroclorurare		Wolfram		
	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus		determinat	impus
L_1	0,25	≤	0,056	≤	0,08	≤	rest	3,70	2,5 - 4,5
L_2	0,21	0,25	0,058	0,1	0,07	0,13	rest	3,25	

1. b)Pulbere de negru de fum
Carbon black

Lotul	Compozitia chimica, %									
	cenusa		umiditate		substante volatile		sulf		carbon	
	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus
L_1	0,02	≤0,01	1,01	≤0,5	1,44	≤1,5	0,052	≤0,05	98,5	≤97,4
L_2	0,18		0,72		1,63		0,058		97,412	

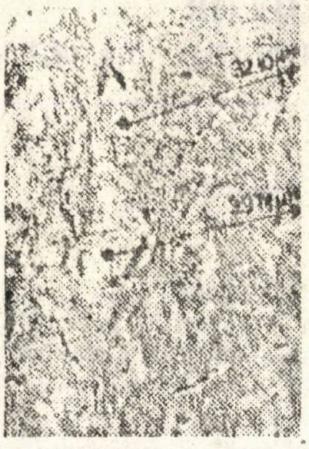


Fig. 1

Fig. 2

Fig. 3

Fig. 4

Fig. 5

Fig. 6

Tabelul 2

Compozitia chimica a sarjelor analizate
Chemical analysis of investigated charges

Sarja	Compozitia chimica, %							
	C		W		C_{liber}		Reziduuri hidro-clorurare	
	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus	determinat	impus
S_1	4,01	3,8.. ..4,1	95,78	96,2.. ..95,9	0,05	0,06	0,21	0,25
S_2	3,99		95,99		0,02		0,25	
S_3	3,98		95,98		0,04		0,21	

oteluri numai în cazul în care este evitata transformarea cu difuzie la cotul perlitic situat la circa 550 - 600^{0}C. Coeficientul de difuzie al carbonului în austenita supraracita pâna în acest interval de temperaturi se poate calcula cu formula **Wells - Mehl:**

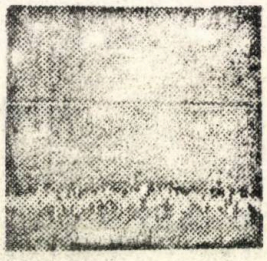


Fig. 7

$$D_c^{\gamma} = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} = 0{,}07 \cdot e^{-\frac{133700}{8{,}31\times(600+273)}} = 6{,}88 \times 10^{-10}\ cm^2/s \quad (2)$$

Considerând în cazul carburii de wolfram β - WC o supra ac re pâna la cca 1000^{0}C, coeficientul de difuzie al carbonului în solutia solida β - WC se calculeaza cu valorile prezentate în [1]:

Fig. 8

$$D_c^{\beta-WC} = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} = 9{,}22 \cdot 10^{-3} e^{-\frac{168.454}{8.31x(100)+273)}} =$$
$$= 11{,}20 \times 10^{-10}\ cm^2/s \qquad (3)$$

In baza ipotezelor adoptate, s-au obtinut valori de acelasi ordin de marime pentru coeficientii de difuzie ai carbonului în austenita supraracita în vederea transformarii martensitice în oteluri si coeficientul de difuzie al carbonului în solutia solida β-WC, supraracita în aceleasi conditii în vederea obtinerii materialului pe baza de carburi. Se poate deci accepta, analizând mecanismul transformarii, ca structurile care asigura valorile impuse caracteristicilor mecanice în materialul solidificat prin supraracirea topiturii (W+C) în domeniul de concentratie 3,8-4,1% C este transformarea martensitica si nu transformarea eutectoida.

In sprijinul ipotezei de transformare fara difuzie a solutiei solide β - WC supraracite, vin si rezultatele analizei probei din figura 3, la microsonda electronica. Imaginea de compozitie în care s-a trasat profilul distributiei concentratiei wolframului (fig.7) nu sesizeaza nici o modificare de compozitie chimica la traversarea formatiunilor aciculare. Aceasta constituie o indicatie a faptului ca toate aceste formatiuni au aceeasi concentratie în wolfram, concentratie egala, conform teoriei clasice a transformarii martensitice, cu compozitia chimica a solutiei solide omogene prin transformarea careia a luat nastere.

Faza α', ca solutie solida suprasaturata de carbon în carbura de wolfram α -WC, reprezinta o faza metastabila, cu o morfologie martensitica, a carei prezenta nu a fost mentionata pâna acum în nici o lucrare de specialitate care trateaza sistemul wolfram - carbon. Prezenta sa este semnalata în lucrarea de fata, dar caracterizarea ei din punct de vedere cristalografic, morfologic, al cineticii si chiar mecanismul transformarii trebuie sa constituie obiective viitoare.

In structura tuturor probelor prelevate se mai constata prezenta unei faze de culoare deschisa "separata" în general sub forma unei retele subtiri, discontinue, la limita fostelor cristale de solutie solida β -WC. In proba din figura 6 s-a evidentiat aceasta faza cu aspect Widmannstätten. Natura acestei faze a putut fi determinata prin analiza la microsonda electronica (fig.8). Intersectia cu faza respectiva modifica totusi profilul repartitiei wolframului, desi nu foarte pronuntat, în sensul cresterii lui. Aceasta constituie o dovada a faptului ca faza respectiva este mai bogata în wolfram decât fondul (structura martensitica), deci este vorba de carbura bogata în wolfram W_2C. Picurile prezente în profilul concentratiei wolframului sunt foarte slab evidentiate, întrucât diferentele de concentratie a wolframului în cele trei faze (martensita, α -WC si W_2C) sunt mici: 96,2%W în martensita, 96,5% în carbura de W_2C si 94% în carbura WC.

Formatiunile închise la culoare prezente în toate microstructurile probelor prelevate nu constituie faze diferite de cele prezentate, ele fiind de fapt goluri, formate prin dislocarea carburii W_2C în timpul pregatirii probei. Aceste goluri influenteaza negativ comportarea în exploatare a materialului depus, desi, dupa cum se va arata în continuare, nu afecteaza duritatea materialului, având un grad destul de înaintat de dispersie.

Valorile microduritatilor μHV_{100} se situeaza toate într-un interval cuprins între 2692 si 3790 unitati, cu o frecventa mai mare a valorilor cuprinsa între 2971 si 3210 μHV. Structurile au fost suficient de uniforme din punctul de vedere al distributiei duritatilor.

CONCLUZII

Din analiza fazelor sistemului wolfram - carbon a rezultat existenta unei faze noi, metastabile, obtinute prin supraracirea solutiei solide β-WC-faza α '. Formata prin mecanismul fara difuzie, martensitic, faza α' (martensita α') pusa în evidenta în lucrare prin microscopie optica si electronica asigura cele mai bune proprietati de utilizare a materialului obtinut prin supraracirea topiturii de wolfram si carbon, cu un continut de carbon de 3,8...4,1%. Pentru caracterizarea martensitei α' sunt necesare în continuare cercetari fundamentale, punându-se în evidenta toate aspectele privind structura cristalina, caracteristicile cinetice ale transformarii, comportarea ei la încalziri ulterioare.

Separarile de carbura bogata în wolfram W_2C, în conditiile respectarii tehnologiei de fabricatie (dozarea amestecului de pulberi, alegerea corecta a parametrilor termici si temporali ai topiturii), nu pot exista în structura finala a aliajului solidificat. Pot exista însa separatii de carbura saraca în wolfram α-WC. Atunci când aceste separari de carburi au o morfologie tip Widmannstätten, fragilizeaza produsul micsorând rezistenta la uzura abraziva. Evitarea separarii carburii α-WC cu morfologie Widmannstätten se poate realiza prin asigurarea de regimuri de racire corespunzatoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Holleck.H:.** - *Spravocinik*, Metallurghia, Moscova, 1988

[2] **Eremeev V.S.** s.a: Atomizdat, Moscova,1971

[3] **Kalinovur D.F.** s.a: UKr fiz.jurnal 1969,14, nr.2

[4] **Krasnov A.N.** s.a: int. Hautes et refract,1971,8 nr.2

[5] **Schepela A - J. Less:** Common Metals 1972,26,nr.1

CERCETARI PRIVIND IMBUNATATIREA CALITATII UNOR FONTE CU GRAFIT LAMELAR MODIFICAT, SLAB ALIATE

Ing. A. Crisan, dr. ing. L. Sofroni, dr. ing. I. Ciobanu, ing. I. Milosan
Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.:669.1.13.018

Modificarea aplicata fontelor în vederea compactizarii si îmbunatatirii repartizarii grafitului în structura este însotita de schimbari substantiale ale regimului de solidificare.

Eutecticul austenita-grafit lamelar are o solidificare de tip endogena compacta cu formare de cruste exterioare, în timp ce eutecticul austenita-grafit nodular are o solidificare de tip endogena dendritica pastoasa (fara formare de cruste exterioare).

Cu cât gradul de modificare a fontei este mai avansat (grafitul este mai compact) cu atât solidificarea se deplaseaza mai mult de la primul catre cel de-al doilea tip. Acest efect al solidificarii determina la rîndul lui cresterea tendintei de aparitie a microretasurilor în piesele turnate, cu atât mai mult cu cât gradul de saturatie în carbon al fontei este mai mic (intervalul de solidificare este mai mare).

Microretasurile pot determina neajunsuri privind calitatea pieselor turnate atât ca aspect exterior (pori în suprafetele prelucrate ale pieselor turnate) cât si din punct de vedere functional (micsorarea proprietatilor mecanice si de exploatare).

In lucrarea de fata sunt redate rezultatele unor cercetari referitoare la influenta unor factori tehnologici asupra suprafetei microretasurilor si legatura dintre acestea si rezistenta la uzura a unor fonte cu grafit lamelar modificate (slab aliate) turnate în discurile utilizate pentru slefuirea bilelor de rulmenti. Aceste cercetari continua studiul prezentat în lucrarea [1], în care s-a urmarit asigurarea unei calitati corespunzatoare a suprafetei prelucrate a discurilor.

Cercetarile s-au efectuat pe sase sarje de fonta cu compozitiile chimice prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Compozitia chimica a sarjelor turnate
Heat composition

Varianta de încarcatura	Nr. sarja	Compozitia chimica, %							Cc, %	CE, %	Sc
		C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Ni			
2	73	2,94	1,30	0,64	0,37	0,92	0,41	0,90	3,79	3,41	0,78
1	84	2,96	1,07	1,12	0,39	0,95	0,54	0,99	3,87	3,35	0,76
1	85	2,98	1,16	1,07	0,37	0,79	0,49	0,99	3,85	3,39	0,77
1	101	2,96	1,07	0,81	0,39	1,07	0,45	0,89	3,86	3,36	0,77
2	177	3,00	1,18	1,03	0,38	0,90	0,46	0,90	3,84	3,42	0,78
1	186	2,94	1,55	0,79	0,38	0,79	0,53	0,98	3,72	3,48	0,79

Elaborarea fontei s-a realizat într-un cuptor electric cu arc cu captuseala acida în care s-au introdus aproximativ 1600 kg de încarcatura, constituita în doua variante prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Compozitia încarcaturii
Charge composition

Varianta de încarcatura	Componenta încarcaturii,%							
	Fx1	Rul	Fonta recirculata	FeMn	FeMo	FeTi	Ni	Cu
1	48,1	19,2	28,9	0,6	0,89	0,14	0,7	0,65
2	-	-	99,77	0,14	-	-	-	0,09

Compozitia chimica a materialelor utilizate în încarcatura cuptorului este prezentata în tabelul 3.

Modificarea fontei s-a realizat utilizând silicocalciu si ferosiliciu (FeSi75) în urmatoarele variante:

- *adaos de 0,77% silicocalciu (din masa de fonta tratata) în cuptor pentru varianta 1 de încarcatura - simbol C 1;*
- *adaos de 0,3% silicocalciu în cuptor pentru varianta 2 de încarcatura - simbol C 2;*
- *adaos de 0,77% silicocalciu în oala, dupa umplerea ei cu fonta simbol 01;*
- *adaos de 0,77% silicocalciu în oala, înaintea umplerii ei cu fonta simbol 02;*
- *adaos de 0,3% silicocalciu în oala înainte de umplerea ei cu fonta simbol 03;*
- *adaos de 0,77% silicocalciu în oala înaintea umplerii ei cu fonta, completat cu un adaos de 0,2%FeSi75 în bazinul de turnare a fontei simbol M1;*
- *adaos de 0,77% silicocalciu în cuptor completat cu un adaos de 0,2%FeSi75 în oala de turnare, înaintea umplerii ei cu metal simbol M2.*

In conditiile precizate anterior s-au turnat zece seturi de probe dupa un program redat în tabelul 4. Fiecare set a fost constituit din patru bare cilindrice (cu lungimi egale cu 300 mm si diametrele de 35, 65, 105 si 145 mm) turnate simultan într-o forma realizata din amestec cu silicat de sodiu întarit cu CO_2.

Tabelul 3

Compozitia chimica a materialului din incarcatura
Charge composition

Material	Compozitia chimica, %									
	C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr	Ca	Al	Ni
Fonta speciala (F x 1)	3,95	1,24	0,17	0,018	0,112	-	0,037	-	-	-
Deseuri de otel (Rul 1, Rul 2)	0,95 - 1,10	0,17 - 0,65	0,20 - 1,20	max. 0,02	max. 0,07	-	1,30 - 1,65	-	-	max. 0,30
Feromangan	5,21	3,83	75,8	0,20	0,24	-	-	-	-	-
Feromolibden	-	-	-	-	-	72,95	-	-	-	-
Silicocalciu	0,48	60,2	-	0,05	0,02	-	-	30,2	1,98	-

Tabelul 4

Programul cercetarilor experimentale
Test program

Nr. set probe	Numarul sarjei	Varianta de încarcatura	Varianta de modificare
0,1	73	2	C_2
2	84	1	C_1
3	85	1	C_1
5	101	1	O_1
4	101	1	O_2
7,8	177	2	O_3
9	186	1	M_1
10	186	1	M_2

Pentru determinarea rezistentei la uzura a fontelor turnate cercetarile s-au efectuat pe aceleasi epruvete pe care s-a studiat aparitia microretasurilor, prelevate pentru fiecare proba turnata din zona centrala a doua sectiuni ale acesteia, asa cum se observa în figura 1.

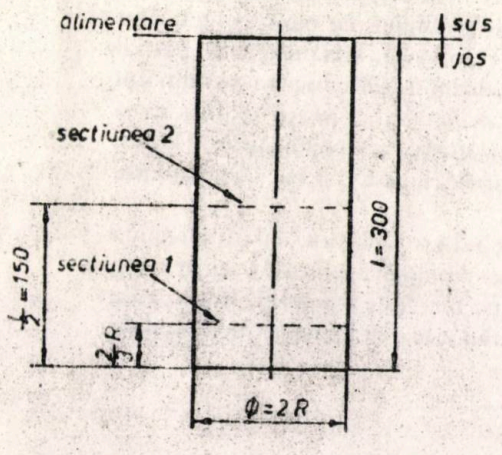


Fig. 1
Sectiunile de prelevare a epruvetelor din probe
Cut-off sections for test pieces

Epruvetele au fost supuse la uzura prin frecare uscata pe un disc din otel manganos, sub sarcina constanta un timp de 60 minute, pentru fiecare determinare.

Pierderile prin uzura s-au apreciat ca un indicator specific calculat cu relatia:

$$P_{uz} = \frac{\Delta G}{S \cdot t} \qquad (1)$$

în care: ΔG este este diferenta dintre greutatile de dinainte, respectiv de dupa uzarea epruvetei, g;

S - suprafata de contact dintre epruveta si discul din otel manganos, masurata pentru fiecare epruveta în parte, mm^2;

t- durata solicitarii la uzura a epruvetelor, h .

Deoarece durata solicitarii la uzura a fost constanta pentru toate epruvetele (60 min), pierderile la uzura se pot considera ca fiind:

$$P_{uz} = \frac{\Delta G}{S} \qquad (2)$$

Valorile pierderilor prin uzura calculate cu relatia (2), precum si caracteristicile microretasurilor sunt prezentate în tabelul 6.

Dupa cum rezulta din lucrarea [1], pentru asigurarea unei calitati corespunzatoare a suprafetelor prelucrate ale pieselor turnate se poate actiona în doua directii:

- pentru reducerea tendintei de aparitie a microretasurilor, foarte greu de realizat în conditiile pastrarii aceluiasi tip de fonta;

- pentru reducerea dimensiunilor microretasurilor la valori comparabile cu cele ale grafitului din structura, astfel încât prezenta lor sa nu mai poata fi evidentiata macroscopic. Acest lucru este mai usor de realizat printr-o pregatire metalurgica corespunzatoare a fontei (elaborare + modificare).

In ceea ce priveste influenta microretasurilor asupra rezistentei la uzura, mai mult decât numarul, respectiv dimensiunile microretasurilor, prezinta interes suprafata acestora. Din acest motiv s-a calculat suprafata ocupata de microretasuri pentru fiecare

epruveta în parte, ca indicator specific în $\mu m^2/mm^2$ (tab.5).

Suprafata microretasurilor este influentata la rândul ei de o serie de factori, cum sunt:

» *natura încarcaturii;*

» *modul de elaborare (supraîncalzirea si mentinerea la temperaturi ridicate);*

» *procesul de modificare;*

» *temperatura de turnare;*

» *viteza de racire (modificata de grosimea de perete si sectiunea de prelevare a epruvetelor).*

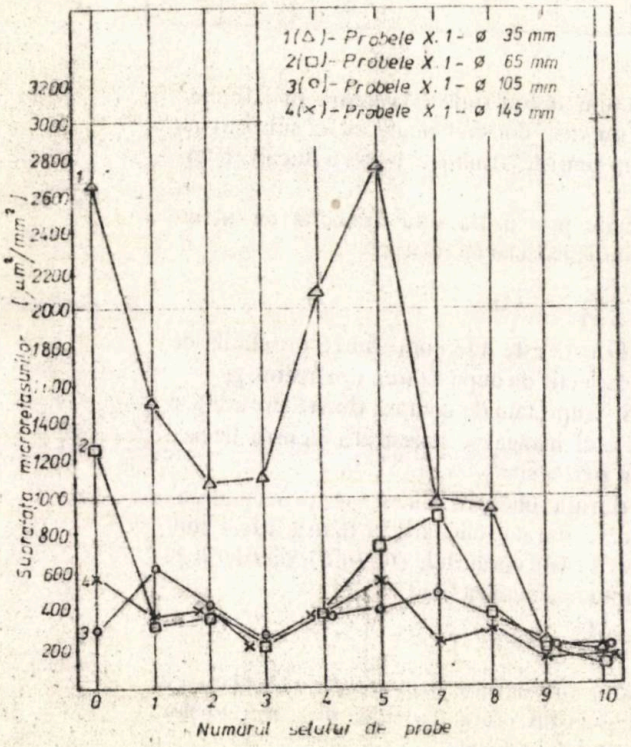


Fig. 2

Dependenta dintre suprafata microretasurilor si tipul probei pentru sectiunea 1 de prelevare a epruvetelor

Sample type dependence on microporosity surface for the 1-st test piece cut - off section

Din tabelul 4 se observa ca seturile de probe cu marcile 0,1,7 si 8 sunt realizate cu încarcatura în varianta 2 (tab.2), toate celelalte fiind realizate cu încarcatura în varianta 1.

Pentru a studia influenta naturii încarcaturii este necesar sa se compare seturi de probe cu încarcaturi diferite, dar cu ceilalti factori de influenta constanti. Sunt indicate urmatoarele grupari de seturi: 0 cu 3, 1 cu 2 si 4 cu 8.

Urmarind figurile 3 si 4 se oberva ca, exceptând câteva valori, suprafata microretasurilor este mai mare în cazul utilizarii unei încarcaturi în varianta 2. Puterea de influenta este mai redusa si poate fi explicata prin efectul creditar mai puternic al încarcaturii în varianta 1 datorita proportiei ridicate de fonte brute (Fx1) (tab. 2).

Modul de elaborare influenteaza suprafata microretasurilor în primul rând prin temperatura de supraîncalzire si durata de mentinere la temperaturi ridicate. Pentru a se pune în evidenta aceasta influenta, din aceeasi sarja s-au turnat câte doua seturi de probe, fonta destinata celui de-al doilea set fiind supraîncalzita în cuptor pe toata perioada turnarii primului set. Ordinea de turnare a seturilor de probe din aceeasi sarja corespunde cu succesiunea lor din tabelul 4.

Comparând probele 0 cu 1, 5 cu 4, 7 cu 8 si 9 cu 10 din figurile 2 si 3, se observa ca în toate cazurile supraîncalzirea si mentinerea la temperaturi ridicate scad suprafata microretasurilor. Acest efect este cu atât mai mare cu cât suprafata microretasurilor în probe este mai mare.

Conform figurilor 2 si 3, se poate stabili din acest punct de vedere o ordine descrescatoare a suprafetei microretasurilor pentru sarjele turnate dupa cum urmeaza: 101, 73, 177, 186. Se observa ca exact în aceasta ordine scade si puterea de influenta a supraîncalzirii si mentinerii la temperaturi ridicate asupra suprafetelor microretasurilor.

Influenta supraîncalzirii si mentinerii la temperaturi ridicate poate fi pusa pe seama reducerii numarului germenilor eterogeni la cristalizarea primara care determina reducerea numarului grauntilor primari si îngustarea domeniului bifazic la solidificare.

Având efect invers fata de modificare, supraîncalzirea si mentinerea la temperaturi ridicate actioneza mai intens atunci când eficienta modificarii este redusa, cum sunt spre exemplu variantele de modificare 01,C1, 02.

In acelasi timp, supraîncalzirea si mentinerea la temperaturi ridicate asigura o mai buna pregatire a fontei în vederea modificarii, deci o accentuare a efectului acesteia asupra suprafetei microretasurilor.

Efectul modificarii asupra suprafetei microretasurilor s-a pus în evidenta prin utilizarea unor variante de modificare diferentiate (tab.4), astfel încât eficienta tratamentului sa difere de la caz la caz.

Eficienta modificarii se poate aprecia prin finetea structurii rezultate în probele turnate, corelata cu caracteristicile grafitului. Pe baza cercetarilor redate în lucrarea (1), din care sunt prezentate partial rezultatele si în tabelul 5 (dimensiunea si numarul microretasurilor pe mm^2), se poate stabili ca o eficienta corespunzatoare o au modificarile M1, M2, 02, 0,3 medie - modificarea C_1, slaba - C_2 si foarte slaba - 01.

Din figurile 2, 3 si 4 se observa ca, cu cât eficienta modificarii este mai mare, cu atât suprafata microretasurilor pe mm^2 este mai mica. Puterea de influenta a efectului este atât de mare încât ceilalti

» diferentele de putere termica (debit de combustibil) a celor doua arzatoare în cele doua situatii distincte ("functionare la rece" si "functionare la cald") au fost mult mai pregnante (18%) în cazul debitului minim, fata de cazul debitului maxim (5%);

» ambele arzatoare functioneaza la valori superioare ale presiunii combustibilului în situatia "functionare la cald"(max. 1550Pa) fata de situatia "functionare la rece"(max.1150 Pa);

» coeficientul de exces de aer de combustie prezinta doua forme distincte de variatie în functie de debitul de combustibil Dg, si anume: tip "dinte de ferastrau" în situatia "functionarii la rece" si respectiv descrestere continua combinata cu o zona de mentinere constanta în situatia "functionarii la cald".

BIBLOGRAFIE

[1] **A. Semenescu, A. Ioana, I. Vârcolacu, C. Balescu, V. Mirea** : *Aspecte privind posibilitatea determinarii pe cale experimentala a unor parametri ce caracterizeaza regimul de functionare al arzatoarelor.* In: Metalurgia, nr.8,1993, p.36

[2] **A.Semenescu, A.Ioana**: *Cercetari experimentale în vederea determinarii principalilor parametri functionali ai arzatoarelor regenerative.* In: Metalurgia, nr.5,1993, p.19

[3] **A.Semenescu, A.Ioana, I.Vârcolacu, L.Vâlceanu, C. Balescu, V.Mirea**: *Determinarea pe cale experimentala a principalilor parametri functionali ai arzatoarelor regenerative continue.* In: Metalurgia, nr.9,1993, p.16

RUBRICA REVISTELOR

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr.12

-Turnatorii de fonta, otel si metale neferoase-martie 1993. Comenzile de piese turnate în crestere usoara, p.383
- Contributii la metalurgia cubilourilui cu aer cald, p.385
- Evaluarea datelor de exploatare a cubilourilor fara cocs, încalzite cu gaz metan, p.390
- Studiul comportarii metalurgice a diferitelor sorturi de cocs, pentru conducerea cubiloului (I). Conditii tehnice si cocsuri studiate, p.397
- Sinteza bibliografica anuala pentru fonta cu grafit sferoidal (30) (II), p.405

FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1993, Nr.123

- Al 14-lea congres international de turnatorie sub presiune, 4-5 mai 1993, Marea Britanie, p.9
- Metode de control nedistructiv si posibilitati de integrare într-o linie automatizata de finisare, p.12
- Metodologie practica de prelucrare asistata de calculator a unui utilaj de turnatorie, p.19
- Indicele de calitate al aliajelor de aluminiu turnate A-S7G: o noua necesitate - operatorul logic: "calitate Al", p.31
- Inserite în aliajele de aluminiu turnate, p.37
- Materiale si procedee metalurgice avansate în turnatorie: tratament bibliometric, p.42

CIORNAIA METALLURGHIIA, CERMETINFORMATIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.10

- Mijloace noi de dotare metrologica a otelariilor, p.3
- Elaborarea si introducerea tehnologiei de elaborare a otelului cu continut ridicat de carbon cu adaos controlat de var si urit, p.28
- Tehnologia de economisire a resurselor la tratarea otelului cu aluminiu în oala, p.29
- Influenta diferentei diametrelor cilindrilor de lucru asupra curbarii capatului de început al benzii, p.32
- Experienta metalurgistilor chinezi în proiectarea si utilizarea lancilor în otelariile din R.P.Chineza (sinteza din materiale prezentate la Conferinta din 1991), p.39

INCERCARI EXPERIMENTALE PRIVIND TRATAMENTELE TERMOCICLICE APLICATE OTELURILOR SEMIDURE

Prof. dr. ing. N. Popescu, s.l. ing. C. Alexandru - Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C. Z.: 621.785

Una din modalitatile de aplicare a unor tratamente termice neconventionale consta în renuntarea la ciclul clasic - cu mentinere izoterma - si înlocuirea sa cu "pendularea" anizoterma într-un anumit interval de temperatura.

Tratamentul astfel realizat se numeste tratament termociclic si este caracterizat prin:

a) amplitudinea termica $\Delta T = T_{sup} - T_{inf}$

b) parametrii termici, temporali si cinetici ai ciclului "elementar" pe portiunile de încalzire (T_{sup}, t_1, v_1) *si de racire;*

c) numarul total de cicluri efectuate (r).

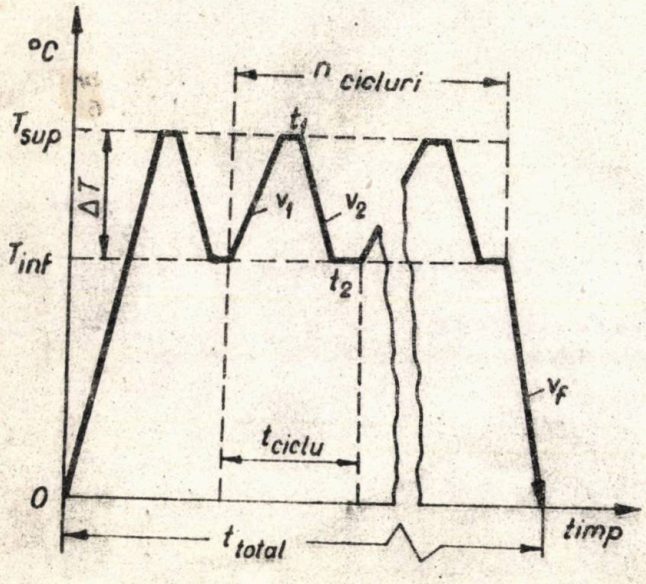


Fig. 1
Schema generala a unui tratament termociclic
Heat treatment cycle diagram

Teoretic [1],[2], tratamentele termociclice se bazeaza pe crearea unor variatii de temperatura ciclice, care sunt însotite de variatii ciclice ale fluxurilor termice si difuze, ce produc - la rândul lor - modificari în proportia si distributia defectelor de cristalinitate punctuale, liniare si plane, cu efecte corespunzatoare asupra substructurii, microstructurii si caracteristicilor fizicomecanice ale materialului metalic termociclat.

Efectele tratamentelor termociclice se resimt atât asupra materialelor metalice monofazice, cât - mai ales - si asupra celor eterofazice, la care poate fi influentata si desfasurarea transformarilor de faza.

Prin aplicarea de tratamente termociclice pot fi accelerate si desavârsite unele procese de baza puternic difuzionale: recristalizarea simpla, omogenizarea chimica, coalescenta si globulizarea cristalelor de faze secundare, intensificarea descompunerii solutiilor solide suprasaturate, trecerea unor faze metastabile în faze stabile, îmbogatirea superficiala (cementarea) s.a.

In literatura de specialitate au aparut o serie de lucrari destinate aplicarii tratamentelor termociclice la diferite tipuri de oteluri, fonte si aliaje neferoase [1] - [8], dintre care unele indicând efecte pozitive asupra caracteristicilor de plasticitate si tenacitate ale otelurilor semidure [3],[8].

In lucrarea de fata se prezinta unele încercari experimentale efectuate cu oteluri semidure indigene, supuse tratamentelor termociclice relativ simple si aplicabile cu dotarile existente în atelierele de tratamente termice secundare din metalurgie sau din industria constructoare de masini.

Tabelul 1

Compozitiile chimice (%) si punctele critice (^{0}C) ale otelurilor cercetate
Chemical analysis and critical points for investigated steel qualities

Otel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ac_1	Ac_3	Ar_1
OLC45	0,46	0,61	0,28	0,018	0,027	-	-	730	810	cca 690
42MoCr10	0,41	0,65	0,27	0,012	0,017	0,85	0,18	750	820	cca 680

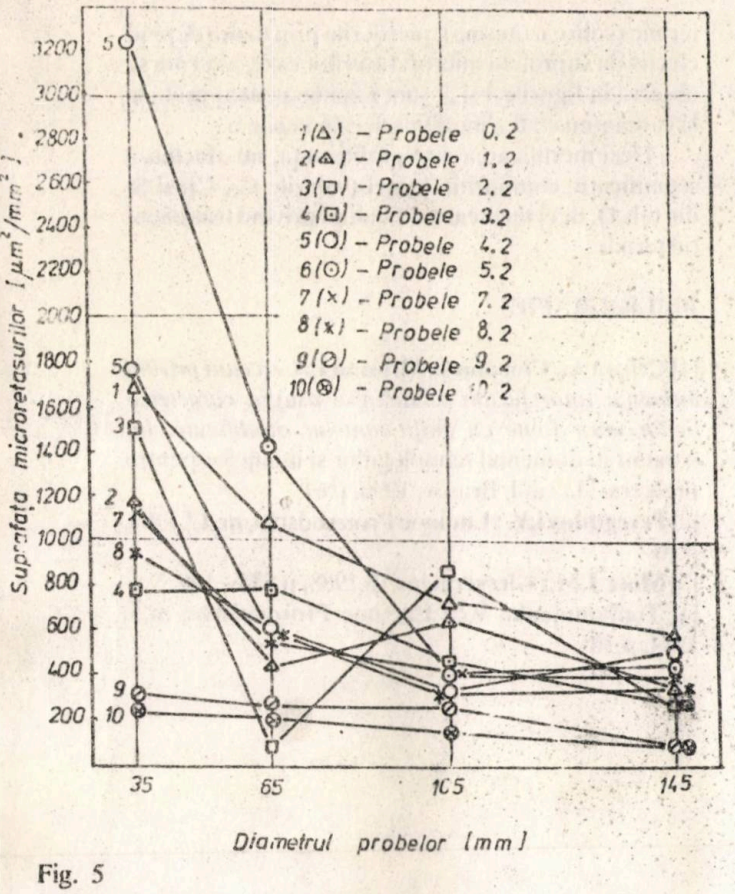


Fig. 5

Dependenta dintre suprafata microretasurilor si diametrul probei turnate, pentru sectiunea 2 de prelevare a epruvetelor
Microporosity dependence on cast sample diameter for the 2 - nd test piece cut - off section

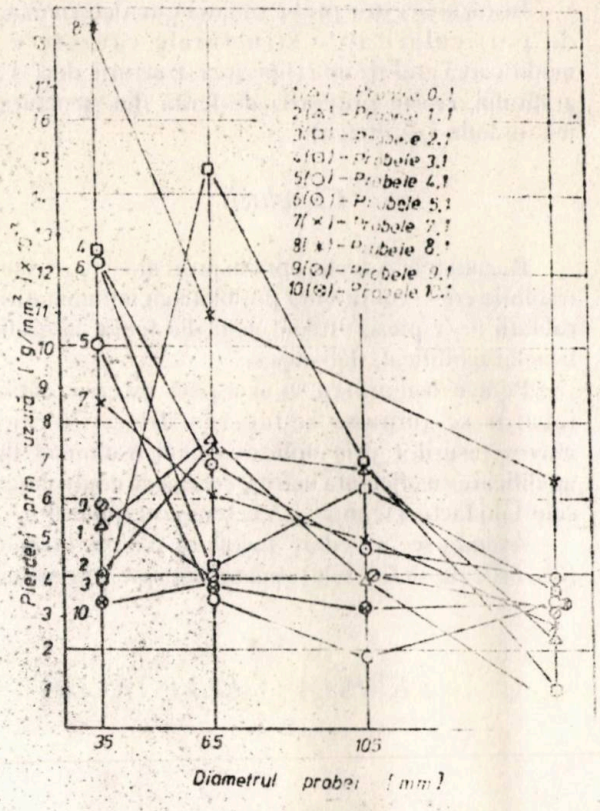
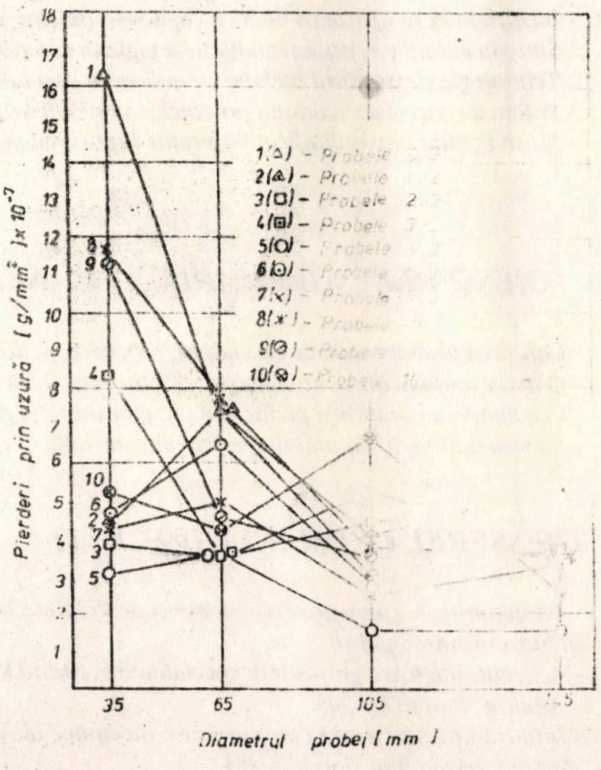


Fig. 6

Dependenta dintre pierderile prin uzura si diametrul probei turnate, pentru sectiunea 1 de prelevare a epruvetelor
Wear loss dependence on cast sample diameter for the 1 - st test piece cut-off section

decât la diametrele mici. Deci, efectul pe care micsorarea grosimii de perete îl are asupra cresterii duritatii (prin modificarile de structura) si asupra cresterii rezistentei la uzura este mai redus decât cel dat de suprafata microretasurilor. Analizând cu atentie curbele din figurile 6 si 7, se observa ca pozitia lor relativa este total schimbata fata de figurile 4 si 5. Spre exemplu, pierderile prin uzura în cazul seturilor de probe la care modificarea

decât la diametrele mici. Deci, efectul pe care micsorarea grosimii de perete îl are asupra cresterii duritatii (prin modificarile de structura) si asupra cresterii rezistentei la uzura este mai redus decât cel dat de suprafata microretasurilor. Analizând cu atentie curbele din figurile 6 si 7, se observa ca pozitia lor relativa este total schimbata fata de figurile 4 si 5. Spre exemplu, pierderile prin uzura în cazul seturilor de probe la care modificarea



ig. 7

ependenta dintre pierderile prin uzura si diametrul probei turnate, pentru ctiunea 2 de prelevare a epruvetelor
ear loss dependence on cast sample diameter for the 2 - nd test piece cut- off ction

este mai intensa (seturile 7, 8, 9, 10) sunt cu atât mai mari cu cât diametrul probelor este mai mic.

In cazul acestor probe situatia este determinata de particularitatile structurale cauzate de modificarea grafitizanta (finisarea structurii, deci si a grafitului, creste proportia de ferita din structura, micsorându-i duritatea).

Concluzii

Rezultatele cercetarilor din prezenta lucrare dau o solutie concreta privind posibilitatea îmbunatatirii calitatii unor piese turnate mari din fonta cu grafit lamelar modificat, slab aliata.

Pentru asigurarea unui aspect exterior satisfacator se impune reducerea dimensiunilor microretasurilor prin aplicarea unui tratament de modificare cu eficienta marita, corelat cu controlarea celorlalti factori tehnologici în sens corespunzator.

Avându-se în vedere faptul ca piesele turnate (discurile de slefuit bile) sunt supuse unui tratament termic (calire izoterma), pierderile prin uzura depind efectiv de suprafata microretasurilor care, asa cum se observa în figurile 4 si 5, sunt minime pentru probele la care intensitatea modificarii este maxima.

Desi modificarea este grafitizanta, nu afecteaza semnificativ compozitia fontei (valorile C_c, C_E si S_c din tab.1), deci nu creaza dificultati privind tratamentul termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Crisan A., Ciobanu I., Milosan I.**: *Cercetari privind influenta unor factori tehnologici asupra caracteristicilor unor fonte cu grafit lamelar modificate. In:* Noutati în domeniul tehnologiilor si utilajelor pentru prelucrari la cald, Brasov, 1990, p.61

[2] **Pevegudov I.V.** : Liteinoe Proizvodstvo, nr.12,1983, p.10

[3] **Motz J.M.**: Giesseret, nr.18,1988, p.534 - 540.

[4] **Tonkonojenko V.I.**: Liteinoe Proizvodstvo, nr.5, 1984, p.10

REVISTA REVISTELOR

CIORNAIA METALLURGHIA, CERMETINFORMATILA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.9

- *Incalzirea la temperaturi înalte a captuselii oalelor pentru turnarea otelului, p.13*
- *Situatia actuala a turnarii continue a taglelor rotunde, p.22*
- *Tehnologia dezoxidarii otelului cu utilizarea deseurilor de aluminiu în locul aluminiului brut, p.37*
- *Suflarea cu azot a metalului prin închizatorul cu sertar, p.38*
- *Masa lichida autosolidificabila pentru captusirea maselotierelor, p.39*

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr.10

- *Curatirea pieselor turnate cu ajutorul robotilor, p.307*
- *O noua scula,pentru curatirea pieselor turnate: freza cu dalti, p.312*
- *Combinarea curatirii si prelucrarii pieselor turnate, p.318*
- *Sinteza bibliografica anuala pentru piese turnate în otel (29), p.322*

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr.11

- *Turnatoriile pe calea unui sistem direct de livrare. Congresul turnatorilor germani arata directia catre "Turnatoriile în transformare", p.341*
- *Activitate intensa a grupelor de specialitate în cadrul VDG (Uniunea turnatorilor germani). Sansele reinnoirii, p.342*
- *Analiza "Pareto", p.345*
- *Influenta filtrarii asupra proprietatilor mecanice ale aliajului de aluminiu G-AlSi9Mg, întarit cu particule de SiC. Partea I: proprietati statice, p.351*
- *Prelucrabilitatea prin aschiere a zonei periferice a pieselor turnate din fonta cu grafit sferoidal, p.355*
- *Sinteza bibliografica anuala asupra fontei cu grafit sferoidal (30). Partea I, p.363*

REZULTATE EXPERIMENTALE OBTINUTE IN EXPLOATAREA INDUSTRIALA A ARZATOARELOR REGENERATIVE

Sef. lucr. ing. A. Semenescu - Univ. "Politehnica" - Bucuresti
Cerc. st. ing. A. Ioana - S. C. I. C. E. M. S. A. Bucuresti
Prof. dr. ing. I. Oprescu - Univ. "Politehnica" - Bucuresti
Ing. O. Gurgu - S. C. I. N. T. E. C. S. A. - Bucuresti

C. Z.: 669.041

Generalitati

Bateria (modulul de ardere) de arzatoare regenerative care a facut obiectul experimentarilor industriale se compune din doua arzatoare ART 80, identificate în lucrarea de fata prin arzator dreapta si respectiv arzator stânga.

Testarea industriala s-a facut pe un cuptor de tratament termic cu vatra mobila, având suprafata utila de vatra Sv = $8m^2$.

Folosindu-se posibilitatea de caracterizare a regimului de functionare a unui arzator regenerativ prin determinarea experimentala a variatiei presiunilor pe traseele de alimentare cu aer de combustie si respectiv combustibil, prezentata în [1], s-au obtinut rezultatele experimentale necesare analizarii comparative a regimurilor de functionare.

Rezultate experimentale

Principalele rezultate experimentale sunt prezentate in tabelele 1 si 2.

Au fost testate doua situatii distincte:

» *tabelul 1 contine rezultatele experimentale pentru situatia "cuptor rece";*

» *tabelul 2 contine rezultatele experimentale pentru situatia "cuptor cald".*

Semnificatia notatiilor din cele doua tabele este urmatoarea:

D_g - debitul de combustibil (gaze naturale) al arzatorului respectiv;

p_g - presiunea combustibilului la intrare în corpul arzatorului respectiv;

p_a - presiunea aerului de combustie la intrarea în corpul arzatorului respectiv;

% CO_2 - continutul de bioxid de carbon din gazele arse (în cuptor);

% O_2 continutul de oxigen din gazele arse (în cuptor);

α – coeficientul de exces de aer.

In figurile 1 - 4 sunt prezentate dependentele

Tabelul 1

Principalele rezultate experimentale pentru situatia "cuptor la rece"
Main test results for "cold furnace"

Arzator stânga						Arzator dreapta					
D_g, Nm^3/h	p_g, Pa	P_a, pa	CO_2, %	O_2, %	α -	D_g, Nm^3/h	p_g, P_a	P_a, p_a	CO_2, %	O_2, %	α -
100	1150	2050	10,5	1,8	1,8	100	750	2000	10,3	2	1,09
90	900	1700	9,6	3,8	1,19	90	430	1400	9,7	3,7	1,19
81,6	720	1400	8,7	5,2	1,29	81,6	420	1280	9,0	4,7	1,25
69	550	1000	8,0	6,3	1,38	69	280	900	8,1	6,1	1,37
60	420	840	7,2	8,0	1,54	60	230	680	7,4	7,3	1,47
51	300	600	10	2,8	1,13	51	170	570	10	2,8	1,13
40,8	200	400	9	4,7	1,25	40,8	100	380	8,9	4,9	1,27
32	130	250	7,4	7,3	1,47	32	60	230	7,4	7,3	1,47
24,5	70	160	6,8	8,4	1,59	24,5	30	150	6,7	8,5	1,6

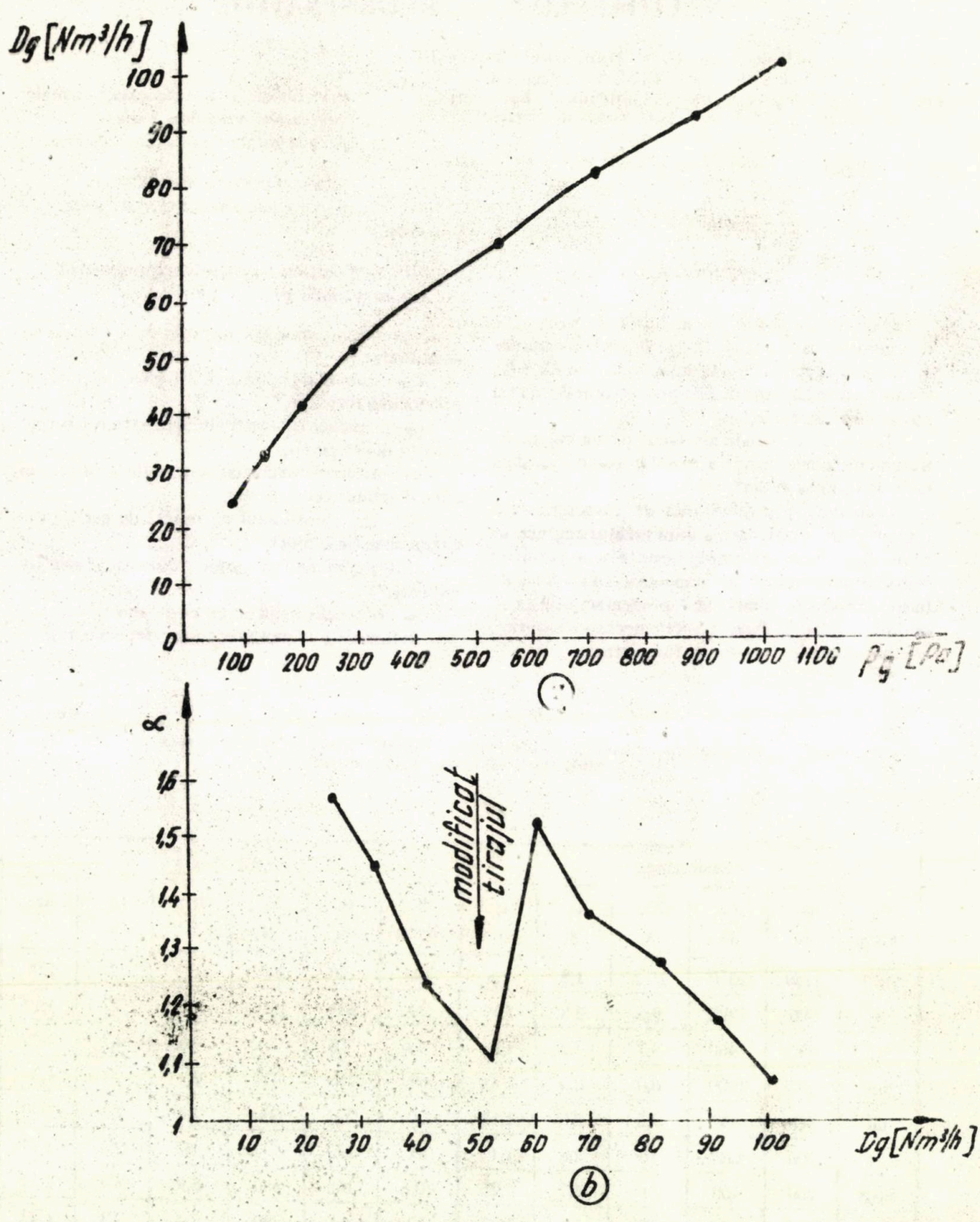


Fig. 1

Arzator stânga: dependentele $D_g = f(p_g)$ si $\alpha = f(D_g)$ pentru situatia "functionare la rece".
a) curba caracteristica de combustibil a arzatorului, $D_g = f(p_g)$;
b) variatia coeficientului de exces de aer de combustie, $\alpha = f(D_g)$
Left burner $D_g = f(p_g)$ and $\alpha = f(D_g)$ for 'cold furnace':
a) burner fuel variation, $D_g = f(p_g)$
b) combustion air excess coefficient variation, $\alpha = f(D_g)$

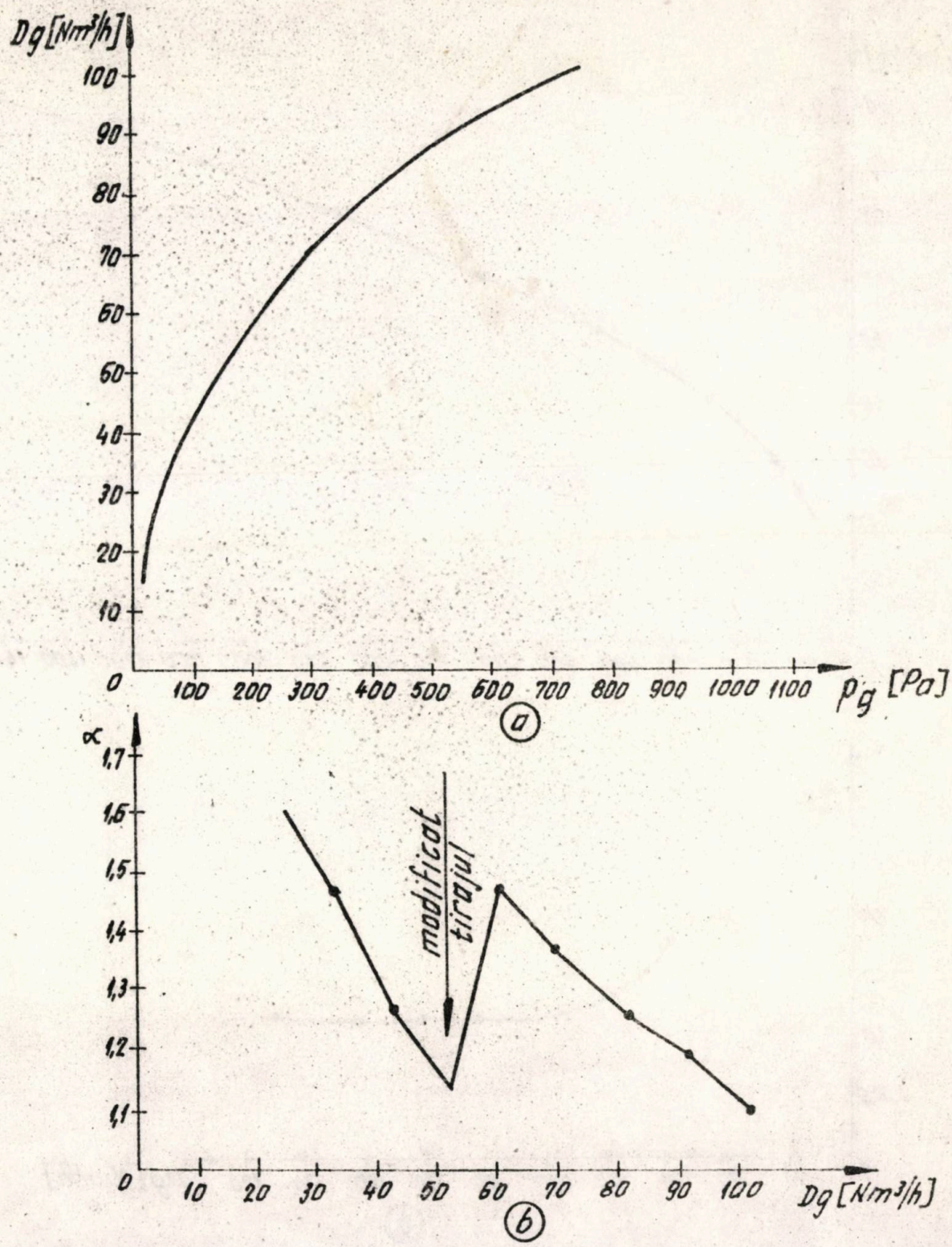


Fig. 2

Arzator dreapta: dependentele $D_g = f(p_g)$ si $\alpha = f(D_g)$ pentru situatia "functionare la rece":
a) curba caracteristica de combustibil a arzatorului, $D_g = f(p_g)$;
b) variatia coeficientului de exces de aer de combustie, $\alpha = f(D_g)$

Right burner: $D_g = f(p_g)$ and $\alpha = f(D_g)$ for 'cold furnace':
a) burner fuel variation, $D_g = f(p_g)$

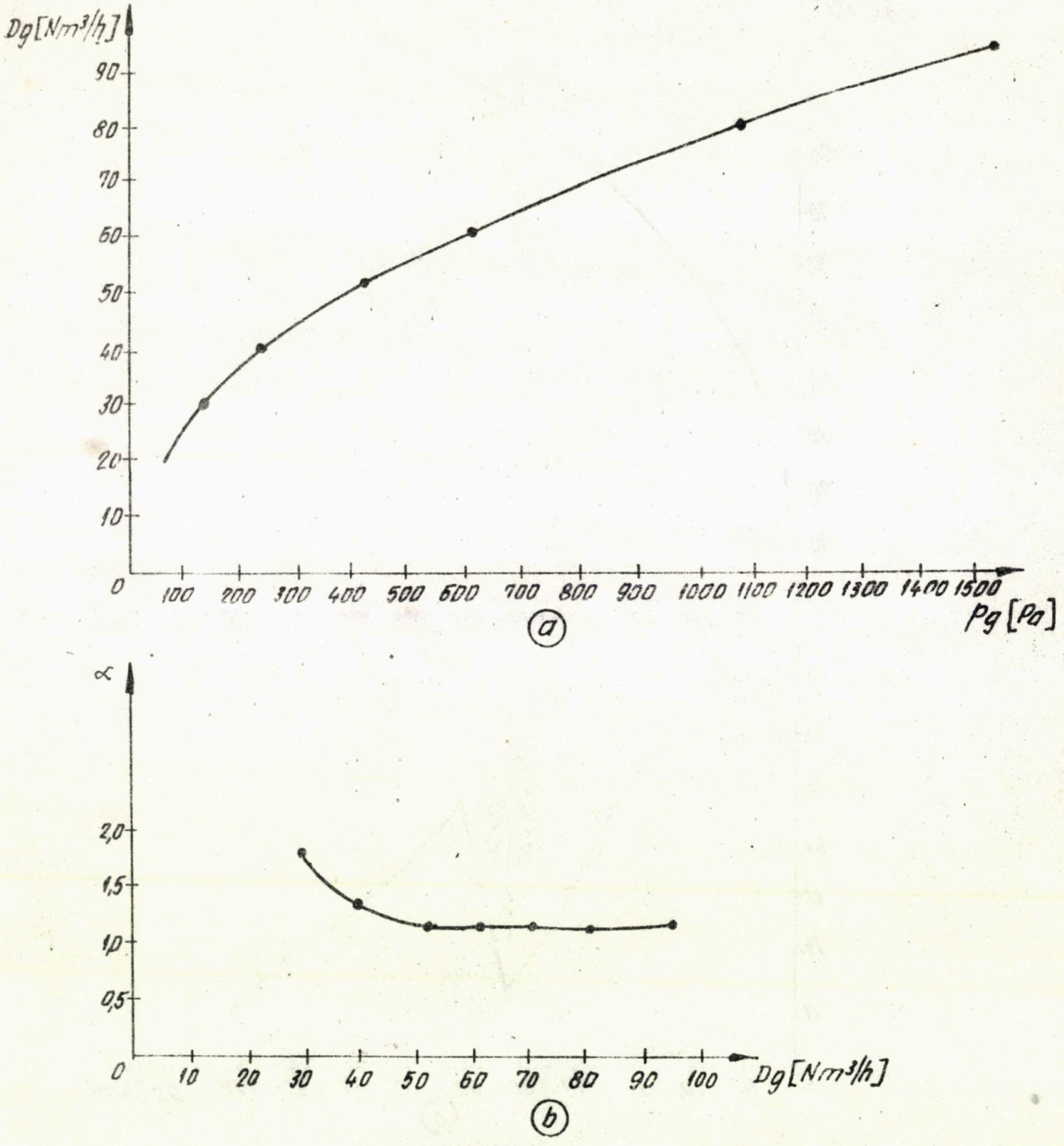


Fig. 3

Arzator stânga: dependentele $D_g = f(p_g)$ si $\alpha = f(D_g)$ pentru situatia "functionare la cald ":
a) curba caracteristica de combustibil a arzatorului, $D_g = f(p_g)$;
b) variatia coeficientului de exces de aer de combustie, $\alpha = f(D_g)$
Left burner $D_g = f(p_g)$ and $\alpha = f(D_g)$ for "hot furnace"

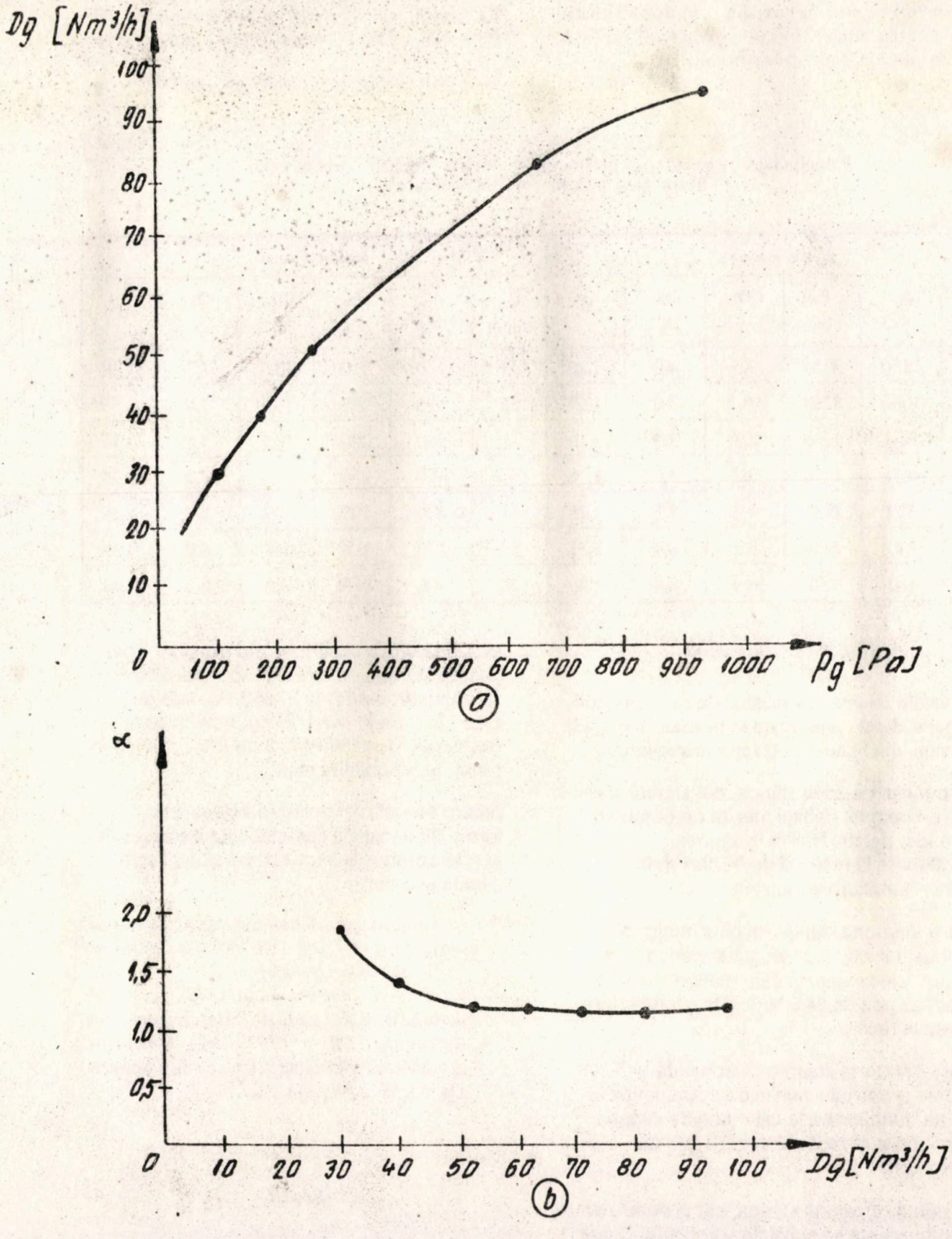


Fig. 4

Arzator dreapta: dependentele $D_g = f(p_g)$ si $\alpha = f(D_g)$ pentru situatia "functionare la cald":
a) curba caracteristica de combustibil a arzatorului, $D_g = f(p_g)$;
b) variatia coeficientului de exces de aer de combustie, $\alpha = f(D_g)$

Right burner: $D_g = f(p_g)$ and $\alpha = f(D_g)$ for "hot furnace":
a) burner fuel variation, $D_g = f(p_g)$
b) combustion air excess coefficient variation, $\alpha = f(D_g)$

$D_g = f(p_g)$ (curba caracteristica de combustibil) si $\alpha = f(D_g)$ (variatia coeficientului de exces de aer de combustie) pentru fiecare din cele doua situatii (fig.1 si 2 pentru situatia "functionare la rece" iar fig.3 si 4 pentru situatia "functionare la cald").

P_g = (70... 1150)P_a, pentru "functionare la rece"

* *arzator dreapta*

P_g = (100.., 950)P_a, pentru "functionare la cald"

P_g = (30... 750) Pa, pentru "functionare la rece"

» arzatorul stânga functioneaza în ambele

Tabelul 2

Principalele rezultate experimentale pentru situatia "cuptor cald"
Main test results for "hot furnace"

Arzator stânga						Arzator dreapta					
D_g, Nm^3/h	p_g, Pa	P_a, pa	CO_2, %	O_2, %	α -	D_g, Nm^3/h	p_g, P_a	P_a, pa	CO_2, %	O_2, %	α -
95	1150	3150	9,5	4,0	1,20	95	950	3200	10,5	2,2	1,20
81,6	1080	2250	10,2	2,8	1,17	82	650	2270	11,0	1,4	1,56
71	850	1700	10,0	3,2	1,18	71	580	2000	10,2	2,8	1,17
61,3	620	1220	9,8	3,6	1,18	61,2	400	1450	10,4	2,4	1,18
52	420	870	9,8	3,5	1,18	51	270	1050	10,2	2,8	1,18
40	240	550	8,2	6,4	1,35	39	170	650	8,4	6,0	1,35
30	130	250	6,0	8,4	1,80	29	100	400	6,0	8,5	1,82

Analiza comparativa

Analizând comparativ rezultatele experimentale obtinute(atât datele prezentate în tabelele 1 si 2, cât si diagramele din figurile 1- 4) reies urmatoarele:

» atât pentru arzatorul stânga, cât si pentru arzatorul dreapta, debitul maxim de combustibil a fost de 100 Nm^3/h în situatia "functionare la rece" si de 95 Nm^3/h în situatia "functionare la cald";

» pentru arzatorul stânga, debitul minim de combustibil a avut o valoare superioara în situatia "functionare la cald (30Nm^3/h în acest caz fata de 24,5 Nm^3/h în situatia "functionare la rece");

» pentru arzatorul dreapta se constata o scadere a debitului minim de combustibil în situatia "functionare la cald" fata de situatia "functionare la rece" (29Nm^3/h fata de 30 Nm^3/h);

» atât pentru arzatorul stânga, cât si pentru arzatorul dreapta se constata valori superioare ale presiunii combustibilului în situatia "functionare la cald" fata de situatia de "functionare la rece", astfel:

* *arzator stânga*

p_g = (130...1550)P_a, pentru "functionare la cald" situatii la valori superioare ale presiunii combustibilului fata de cele corespunzatoare arzatorului dreapta (130 .. 1550)Pa, fata de (100...950)Pa în cazul "functionarii la cald" si respectiv(70...1150)Pa fata de (30... 750)Pa în cazul "functionarii la rece

» pentru ambele arzatoare se observa ca forma de variatie a coeficientului de exces de aer de combustie în cele doua situatii este diferita,si anume:

* *în situatia "functionarii la rece", forma de variatie $\alpha = f(D_g)$ este de tip "dinte de ferastrau" (fig. 1,b si 2,b);*
* *în situatia "functionarii la cald", forma de variatie $\alpha = f(Dg)$ este strict descrescatoare în intervalul Dg = (30... 50) Nm^3/h si aproximativ constanta (α =ct.) în intervalul Dg = (50 ... 100) Nm^3/h.*

Concluzii

In urma experimentarii unui modul de ardere format din doua arzatoare regenerative ART 80 (arzator dreapta si respectiv arzator stânga) pe un cuptor de tratament termic cu vatra mobila având suprafata utila de vatra Sv = 8 m^2, se desprind urmatoarele concluzii:

Tabelul 5 **Rezultate experimentale**

Nr. probă	Pierderi prin uzură [g/mm²]				Dimensiunea microretasurilor [μm]				Nr. de microretasuri pe mm²				Suprafața microretasurilor [μm²/mm²]			
	Φ35 mm	Φ65 mm	Φ105 mm	Φ145 mm	Φ35 mm	Φ65 mm	Φ105 mm	Φ145 mm	Φ35 mm	Φ65 mm	Φ105 mm	Φ145 mm	Φ35 mm	Φ65 mm	Φ105 mm	Φ145 mm
0.1	$5,37 \cdot 10^{-7}$	$7,61 \cdot 10^{-7}$	$3,86 \cdot 10^{-7}$	$5,3 \cdot 10^{-8}$	35	75	103	149	76	17	3	4	2660	1275	309	596
0.2	$1,63 \cdot 10^{-6}$	$7,38 \cdot 10^{-7}$	$3,11 \cdot 10^{-7}$	$3,87 \cdot 10^{-7}$	46	136	146	195	39	8	5	3	1794	1088	730	585
1.1	$4,02 \cdot 10^{-7}$	$7,42 \cdot 10^{-7}$	$6,82 \cdot 10^{-7}$	$2,33 \cdot 10^{-7}$	36	108	128	125	42	3	5	3	1512	324	640	375
1.2	$4,46 \cdot 10^{-7}$	$7,43 \cdot 10^{-7}$	$4,14 \cdot 10^{-7}$	$5,36 \cdot 10^{-7}$	31	148	160	179	38	3	4	2	1178	444	640	358
2.1	$3,86 \cdot 10^{-7}$	$1,47 \cdot 10^{-6}$	$6,91 \cdot 10^{-7}$	$1,00 \cdot 10^{-7}$	28	49	111	136	39	8	4	3	1092	392	444	408
2.2	$3,8 \cdot 10^{-7}$	$3,53 \cdot 10^{-7}$	$5,25 \cdot 10^{-7}$	$3,88 \cdot 10^{-7}$	33	31	145	138	46	3	6	2	1518	93	870	276
3.1	$1,26 \cdot 10^{-6}$	$4,23 \cdot 10^{-7}$	$6,33 \cdot 10^{-7}$	$3,59 \cdot 10^{-7}$	31	42	92	118	36	5	3	2	1116	210	276	236
3.2	$8,36 \cdot 10^{-7}$	$3,54 \cdot 10^{-7}$	$4,43 \cdot 10^{-7}$	$4,76 \cdot 10^{-7}$	34	112	115	140	23	7	4	2	782	784	460	280
4.1	$1,01 \cdot 10^{-6}$	$3,41 \cdot 10^{-7}$	$1,83 \cdot 10^{-7}$	$2,35 \cdot 10^{-7}$	36	56	129	129	58	7	3	3	2088	392	387	387
4.2	$3,06 \cdot 10^{-7}$	$3,64 \cdot 10^{-7}$	$1,62 \cdot 10^{-7}$	$1,57 \cdot 10^{-7}$	32	102	115	172	55	6	3	3	1760	612	345	516
5.1	$1,23 \cdot 10^{-6}$	$7,01 \cdot 10^{-7}$	$4,73 \cdot 10^{-7}$	$3,93 \cdot 10^{-7}$	50	125	138	187	55	6	3	3	2750	750	414	561
5.2	$4,51 \cdot 10^{-7}$	$6,44 \cdot 10^{-7}$	$2,73 \cdot 10^{-7}$	$4,06 \cdot 10^{-7}$	52	178	210	230	62	8	2	2	3224	1424	420	460
7.1	$8,6 \cdot 10^{-7}$	$6,14 \cdot 10^{-7}$	$4,94 \cdot 10^{-7}$	$2,7 \cdot 10^{-7}$	39	75	98	115	25	12	5	2	975	900	490	230
7.2	$4,39 \cdot 10^{-7}$	$4,92 \cdot 10^{-7}$	$2,58 \cdot 10^{-7}$	$3,3 \cdot 10^{-7}$	37	62	105	128	31	9	4	3	1147	558	420	384
8.1	$1,85 \cdot 10^{-6}$	$1,08 \cdot 10^{-6}$	—	$6,56 \cdot 10^{-7}$	39	49	—	100	24	8	—	3	936	392	—	300
8.2	$1,16 \cdot 10^{-6}$	$7,67 \cdot 10^{-7}$	$3,79 \cdot 10^{-7}$	$3,5 \cdot 10^{-7}$	34	49	102	121	28	12	3	2	952	588	306	242
9.1	$6 \cdot 10^{-7}$	$4 \cdot 10^{-7}$	$4,01 \cdot 10^{-7}$	$3,12 \cdot 10^{-7}$	19	40	57	79	12	5	4	2	228	200	228	158
9.2	$1,14 \cdot 10^{-6}$	$4,68 \cdot 10^{-7}$	$3,55 \cdot 10^{-7}$	$3,65 \cdot 10^{-7}$	29	53	68	90	11	5	4	1	319	265	272	90
10.1	$3,26 \cdot 10^{-7}$	$3,81 \cdot 10^{-7}$	$3,16 \cdot 10^{-7}$	$3,3 \cdot 10^{-7}$	14	22	48	73	13	6	4	2	182	132	192	146
10.2	$5,29 \cdot 10^{-7}$	$4,27 \cdot 10^{-7}$	$6,58 \cdot 10^{-7}$	$2,6 \cdot 10^{-7}$	21	42	51	83	12	5	3	1	252	210	153	83

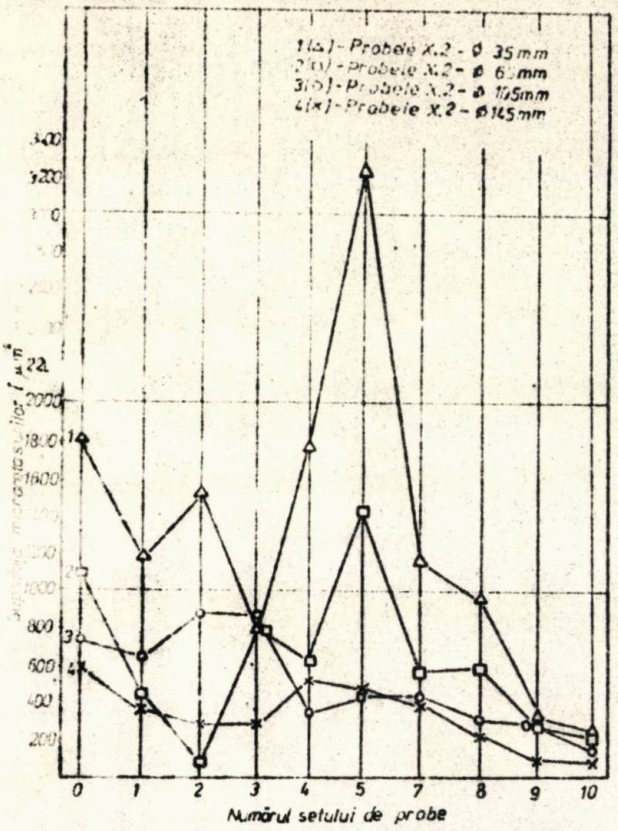


Fig. 3

Dependenta dintre suprafata microretasurilor si tipul probei pentru secțiunea 2 de prelevare a epruvetelor

[illegible] type dependence on microporosity surface for the 2- nd test [illegible] off section

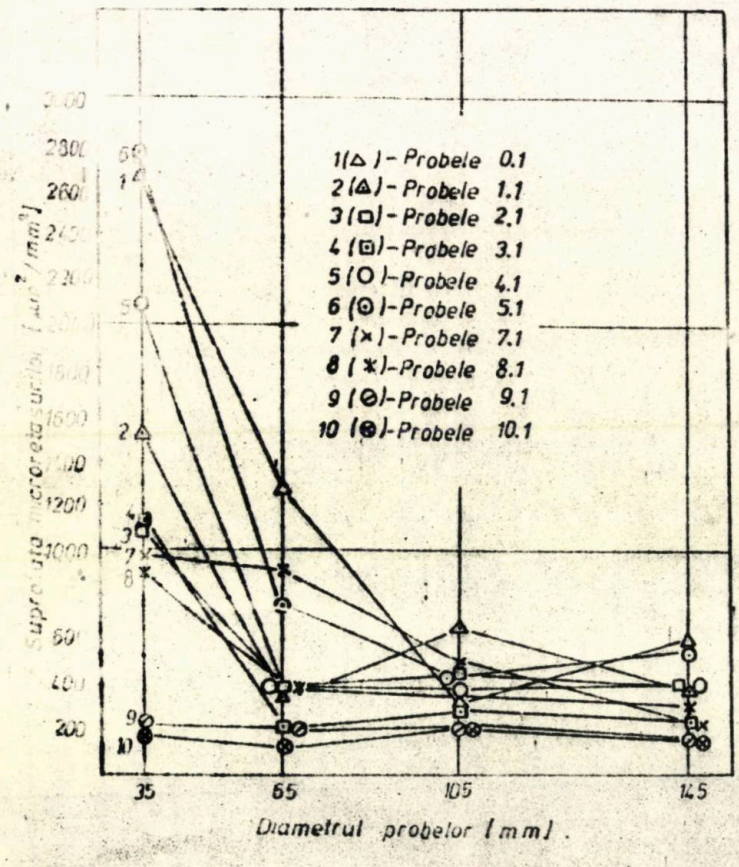


Fig. 4

Dependenta dintre suprafata microretasurilor si diametrul probei turnate, pentru sectiunea 1 de prelevare a epruvetelor

Microporosity dependence on cast sample diameter for the 1 - st test - piece cut - off section

factori de influenta nu produc perturbatii semnificative în ordonarea suprafetei microretasurilor în functie de intensitatea efectului modificator.

Urmarind figurile 4 si 5, se observa ca, pe masura ce efectul modificarii este mai puternic, variatiile suprafetei microretasurilor în functie de alti parametri sunt mai reduse (curbele 9 si 10 fata de curba 6).

Influenta vitezei de racire asupra suprafetei microretasurilor se observa în figurile 4 si 5. Se constata ca la viteze mai mari de racire, care corespund unor diametre mai mici ale epruvetelor, suprafata microretasurilor este mai mare.

De asemenea, cu cât diametrul probelor este mai mic, cu cât viteza de racire este mai mare, valorile suprafetelor microretasurilor sunt mai disperse. Deci, cu cât viteza este mai mare, cu atât efectul celorlalti factori precizati anterior asupra suprafetei microretasurilor este mai puternic. Aceasta realizare este cu atât mai valabila cu cât intensitatea efectului modificator este mai mica. Se remarca (asa cum s-a precizat anterior) ca atunci când modificarea fontei este intensa (curbele 9 si 1 din figurile 4 si 5) efectul diametrului probei este neglijabil. De asemenea, în acest caz poate fi neglijat si efectul celorlalti factori de influenta.

La explicarea influentei diametrului probei asupra suprafetei microretasurilor trebuie avut în vedere si modul de colectare a epruvetelor supuse studiului (din zona centrala a sectiunilor precizate în fig.1). La diametre mici, deci la viteze de racire mai mari, exista tendinta concentrarii microporozitatilor în axele, respectiv nodurile termice ale probelor, fapt ce face ca suprafata microretasurilor, exprimata ca indicator specific pe 1 mm din material, sa creasca în aceste zone. In cazul probelor de diametre mari, care se racesc mai lent, microretasurile sunt repartizate aproape în tot volumul piesei, astfel încât nu sunt diferente foarte mari între suprafata microretasurilor din zonele centrale si cele marginale ale pieselor. Aceasta realitate se observa comparând suprafetele microretasurilor în sectiunile 2 si 1 pentru diferite diametre ale probelor din tabelul 5 si figurile 4 si 5 (suprapunându-se).

Pierderile prin uzura în functie de diametrul probelor turnate sunt prezentate în figurile 6 si 7. Ca aspect general aceasta dependenta este asemanatoare cu cea prezentata în figurile 4 si 5 (dintre suprafata microretasurilor si diametrul probelor turnate). Deci, se poate face precizarea ca pierderile prin uzura depind în mod direct de suprafata microretasurilor, crescând o data cu cresterea acesteia. Aceasta este si explicatia faptului ca la diametre mari ale probelor turnate, contrar asteptarilor, pierderile prin uzura sunt mai mici

Tabelul 2

Parametrii tehnologici estimati si adaptati in experimentari
Estimated and test adapted process parameters

Otel	T_{sup}, °C	T_{inf}, °C	T_c, °C	t_o, min	t_1, min	t_2, min	Numar cicluri	Racire finala
OLC 45	cca 780	cca 650	900	8	2 si 8	3	1 si 5	aer
			950	7	4	3	3	aer
			1000	6	2 si 8	3	1 si 5	aer
42MoCr10	cca 880	cca 600	1000	6	6	3	3 si 9	ulei
			1050	5	5	4	6	ulei
			1100	4	4	5	3 si 9	ulei

Materiale si metoda de cercetare

S-au efectuat încercari cu bare forjate cu dimensiunile ϕ 18x180 mm din otel OLC45 si bare laminate la cald si recoapte, cu dimensiunile ϕ 15 x 60mm si 30 x 200 mm din otel 42 MoCr10.

Compozitiile chimice si punctele critice - determinate prin metoda calirilor succesive - pentru cele doua oteluri sunt date în tabelul 1.

Probele din otel OLC45 au fost supuse tratamentului termociclic de temperatura mc'ie - cu $Ac_1 < T_{sup} < Ac_3$ si $Ac_1 > T_{inf} > 600^0$C cu racire finala în aer - iar probele din otel 42MoCr10 au fost supuse tratamentului termociclic de temperatura înalta, cu $T_{sup} > Ac_3$, cu $Ar_1 < T_{inf} < 600^0$C si racire finala în ulei. In modul de executie s-a recurs la încalzirea fortata, prin mentinerea cuptorului de încalzire la o temperatura $T_c > T_{sup}$, capabila sa asigure o viteza de încalzire $v_1 > 30^0$C/min si la racirile intermediare în aer, astfel încât - pentru barele cu grosimi între 15 si 30 mm - sa se asigure o viteza de racire $v_2 > 30^0$C/ min. Schemele regimurilor de experimentare sunt prezentate în figura 2 iar valorile adaptate sau estimate pentru parametrii tehnologici din schema, în tabelul 2.

Experimentele s-au efectuat pe principiul experimentului factorial programat cu $N = u^n$ experiente, luând n = 3 variabile independente, u = 2 nivele de variatie pentru variabilele independente (superior si inferior), astfel încât N = 8 experiente factoriale, la care s-au adaugat trei experiente paralele cu nivelul variabilelor independente în baza (media aritmetica a nivelelor inferior si superior).

Pentru otelul OLC45 s-au ales ca variabile independente parametrii tehnologici $Tc(x_1)$; $t_1(x_2)$ si nc (numar de cicluri x_3) iar ca variabile dependente caracteristicile de încercare la tractiune si rezilienta; pentru otelul 42MoCr10 s-au ales ca variabile independente $Tc(x_1)$; $n(x_2)$ si T. $_v$ (temperatura de revenire, x_3), iar variabile dependente caracteristicile de tractiune si rezilienta.

Rezultate obtinute

Rezultatele obtinute - reprezentând mediile a câte doua încercari de tractiune si a câte trei încercari la încovoiere prin soc - sunt centralizate în matricele experimentelor din tabelele 3 si 4.

In urma prelucrarii statistice a rezultatelor, s-au obtinut urmatoarele modele matematice concordante:

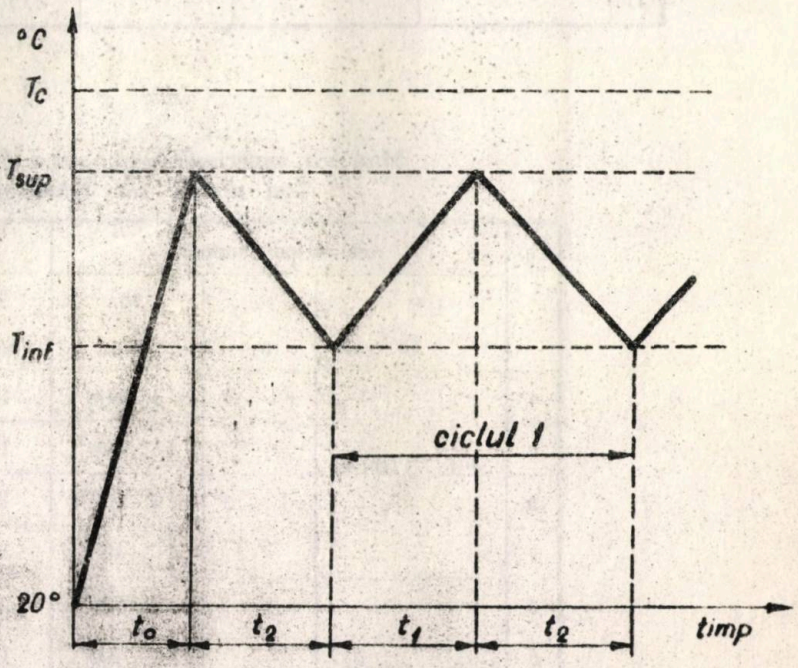


Fig. 2
Schemele tratamentelor termocielice aplicate otelurilor cercetate
Heat treatment cycles applied to investigated steels

a) Pentru otelul OLC45:

$R_m = 753 + 13,25x_1 + 31,75x_2 + 19,5x_3 + 24,5x_1x_2 - 18,25x_1x_3 - 26,75x_2x_3$ (1)

$R_{p0,2} = 513 + 15,5x_2 - 9,75x_2x_3$ (2)

$A = 24 - 3,5x_2 - 1,5x_3 + 2x_2x_3$ (3)

$KCU = 72 - 5,75x_1 + 12,5x_1x_3$ (4)

b) Pentru otelul 42MoCr10:

$R_m = 1307,5 - 182,5x_3 - 37,5x_2x_3$ (5)

$R_{p0,2} = 1095 - 202,5x_3$ (6)

$A = 10,2 - 0.75x_1 + 0,45x_2 + 4,7x_3 + 1,05x_2x_3$ (7)

$KCU = 49,5 - 8x_1 - 17x_3 - 3,5x_1x_3 + 4,6x_2x_3$ (8)

Tabelul 3

Matricea experimentului pentru otelul OLC45
Test matrix for OLC45 steel

Exp. nr.	Variabile independente			Variabile dependente				
	x_1, Tc	x_2, t1	x_3, n_c	R_m, N/mm²	$R_{p0,2}$, N/mm²	A_5, %	Z, %	$KCU_{300/2}$, J/cm²
1	+1 1000°C	+1 8 min	+1 5	805	523	19	64	72
2			-1 1	840	546	16	55	57
3		+1 2 min	+1 5	738	515	28	50	96
4			-1 1	906	493	15	36	40
5	-1 900°C	-1 8 min	+1 5	750	525	23	53	78
6			-1 1	744	520	24	49	86
7		-1 2 min	+1 5	805	510	22	62	63
8			-1 1	660	472	32	74	84
9	0 950°C	0 4 min	0 3	830	530	14	37	63
10				821	510	17	42	71
11				815	510	17	44	76

Tabelul 4

Matricea experimentului pentru otelul 42MoCr10
Test matrix for 42MoCr10 steel

Exp. nr.	Variabile independente			Variabile dependente			
	x_1, Tc	x_2, n_c	x_3, T_{rev}	R_m, N/mm²	$R_{p0,2}$, N/mm²	A_5, %	$KCU_{300/2}$, J/cm²
1	+1 1100°C	+1 9	+1 600°C	1100	910	15,4	62
2			-1 400°C	1560	1350	4,6	25
3		-1 3	+1 600°C	1200	980	12,8	50
4			-1 400°C	1460	1260	5,0	33
5	-1 1000°C	+1 9	+1 600°C	1080	860	17,4	85
6			-1 400°C	1500	1300	5,2	36
7		-1 3	+1 600°C	1120	870	14,0	68
8			-1 400°C	1440	1230	7,2	36
9	0 1050°C	0 6	0 500°C	1280	1090	8,5	40
10				1330	1150	7,7	45
11				1250	1060	9,0	38

Discutia si interpretarea rezultatelor

In cazul otelului OLC45 se constata ca $R_{p0,2}$ si A_5 depind numai de x_2 si x_3, iar KCU numai de x_1 si x_3. Intrucât A_5 scade slab cu x_3 dar creste cu x_2x_3, iar KCU creste puternic cu x_1x_3, apare ca favorabila utilizarea valorii maxime pentru $x_3 = +1$ (n_c = 5cicluri).

In plus, pentru a obtine alungirea maxima se ia valoarea minima pentru $x_2 = -1$ (t_1 = 2 min), ceea ce duce la A_5 = 22,75% si $R_{p0,2}$ = 487,5N/mm^2 si la modelele simplificate pentru rezistenta la rupere si rezilienta:

$R_m = 767,5 - 29,5x_1$

$KCU = 84,5 - 5,75x_1$

Intrucât ambele caracteristici scad o data cu cresterea lui x_1 (T_c) se ia $x_1 = -1$ ($T_c = 900^0$C) si plasându-le în conditiile experientei nr.7($T_c = 900^0$C, t_1 = 2 min; n_c = 5 cicluri) se obtine setul de caracteristici mecanice:

R_m = 797 N/mm^2; $R_{p0,2}$ = 487,5 N/mm^2; A_5 = = 22,75%; KCU = 65,25 J/cm^2, care satisface caracteristicele impuse pentru otelul OLC45 în stare îmbunatatita (R_m = 700 - 840; $R_{p0,2} > 480$; $A_5 > 14$; KCU > 60).

Rezulta ca prin aplicarea tratamentului termociclic de temperatura medie la produsele subtiri ($g < 20$ mm) din otelul OLC45, cu utilizare de cuptoare clasice de tratament termic, se pot realiza caracteristici specifice aceluiasi otel în stare îmbunatatita.

Analiza metalografica a aratat ca rezultatele mentionate se explica prin obtinerea unei structuri ferito-perlitice foarte fine specifica normalizarii intercritice repetate.

In cazul otelului 42MoCr10 se constata ca toate caracteristicile mecanice depind în principal de parametrul x_3 (T_{rev}) si de produsul x_2x_3 (n_cT_{rev}).

Luând $x_1 = -1$,$T_c = 1000^0$C si $x_2 = +1$(n = 9 cicluri), se obtin modelele liniare:

$R_m = 1307,5 - 220\,x_3$

$R_{p0,2} = 1095 - 202,5\,x_3$

$A = 11,4 + 5.75\,x_3$

$KCU = 57,5 + 25,1\,x_3$

Punând conditia impusa de STAS 791-88 pentru rezistenta la rupere, respectiv $1080 < Rm < 1270$N/mm^2, se obtine o dubla inecuatie $1,03 > x_3 > 0,17$. Cu aceste valori ale parametrului x_3 se obtin urmatoarele intervale de valori pentru celelalte caracteristici mecanice: $886 < R_{p0,2} < 1060$;

$12,4 < A_5 < 17,3$; $61,8 < KCU < 83,3$.

Intervalele astfel determinate satisfac integral cerintele impuse de STAS 791-88 pentru aceste caracteristici, respectiv:

$R_{p0,2} > 880$ N/mm^2; $A_5 > 10\%$;

$KCU < 39$J/cm^2.

Ca exemplificare adoptând $x = +0,5$(T_{rev} = 550° C) se obtine setul de caracteristici:

$R_m \approx 1200$ N/mm$_2$; $R_{p0,2} \approx 1085$ N/mm^2; $A \approx 14\%$ si $KCU \approx 70$J/cm^2, superior setului ce se poate garanta prin tratamentul termic de îmbunatatire clasic, care - la calirea în ulei, urmata de revenirea la 550^0 C - duce la caracteristicile: $R_m \approx 1200$ N/mm^2; $R_{p0,2} \approx 900$ N/mm^2; $A \approx 12\%$.

Rezulta ca prin aplicarea tratamentului termociclic de temperatura înalta, la produse cu grosimi de maximum 30 mm, la otelul 42MoCr10 se pot obtine caracteristici superioare tratamentului clasic de îmbunatatire, la aceeasi temperatura de revenire.

Concluzii

Prin efectul cumulativ asupra proceselor difuzionale, tratamentele termociclice pot fi utilizate în scopul cresterii caracteristicilor structurale si mecanice ale materialelor metalice mono- sau eterofazice.

In lucrare s-au facut încercari experimentale de aplicare a tratamentelor termociclice de temperatura medie si înalta asupra unor probe subtiri din oteluri OLC45, respectiv 42MoCr10.

Utilizând experiente factoriale programate s-au dedus modele matematice ale unor caracteristici mecanice de tractiune si rezilienta.

Rezultatele obtinute în faza de laborator permit sa se afirme ca tratamentul termociclic de temperatura medie poate sa conduca la otelul OLC45 la caracteristici similare starii de îmbunatatire si ca tratamentul termociclic de temperatura înalta poate sa conduca - la otelul 42MoCr10 - la caracteristici mecanice tipice pentru otelul îmbunatatit, dar cu caracteristici de plasticitate si tenacitate superioare, la acelasi nivel de rezistenta la rupere.

BIBLIOGRAFIE

[1]**Baranov,A.A:**Metallovterobrab,met.1983,nr.12.p2

[2] **Fediukin, V.K.:***Termo-ticeskaia obrabotka stalei i cinguvov*, Izd Leningr Univ., Leningrad, 1977

[3]**Aleksandrov, S. A. s. a.:**Metallov. i term. obr. met 1982, nr. 10.p. 17

[4] **Dilacenko, S.S.** Milosovskaia E.L.: Metallov i term.obr.met.,1993,12.p. 4

[5] **Kostileva, Z. V.** s.a. Metallov i term. obr. met., 1993, nr. 4., p. 5

[6]**Gorelik, S. S.** s. a. Metallov i term. obr. met., 1983, nr. 5

[7]**Vasilieva L.:** Metallov i term. obr. met., 1983, nr. 12 p. 19

[8]**Nagornii, L. K.:** Metallov i term. obr. met., 1983, nr. 12 p. 11

METODICA REALIZARII ANALIZEI TERMICE LA SILUMINURILE MODIFICATE

Conf. dr. ing. I. Chira, prof. dr. ing. P. Moldovan, ing. Mihaela Pana - Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 621.74.043

Analiza termica simpla, ATS, constituie o metoda precisa si, ceea ce este mai important, rapida de determinare a gradului de modificare a siluminurilor destinate turnarii si permite stabilirea unor criterii cuprinzatoare de apreciere a calitatii topiturii, in raport direct cu structura STB (stare brut turnata) a piesei turnate [1],[2].

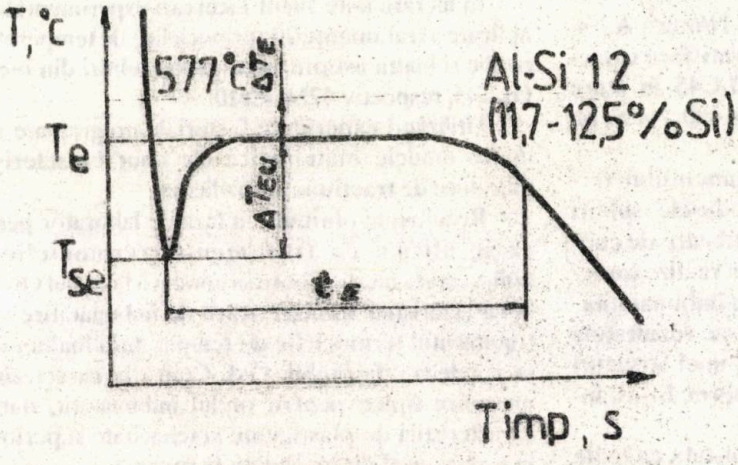


Fig. 1

Detaliul curbei de racire ATS pentru un silumin eutectic modificat; schema pentru definirea punctelor caracteristice: T_E - palierul eutectic real pentru aliajul industrial multicomponent (cu adaosuri de Fe, Cu, Mg); T_{SE} - temperatura de inceput de solidificare a eutecticului; ΔT_E - diferenta intre palierul eutectic al aliajului ipotetic ATSi12 cu T_E = 577°C si cel al aliajului real; T_{ES} - subracirea eutecticului real

Cooling diagram for an inoculated eutectic silumin

Modificarea afecteaza alura curbei de racire, determinata prin ATS, în special în zona palierului eutectic (fig.1); curba de racire se raporteaza în permanenta la diagrama binara de echilibru fazic AlSi, cu luarea în considerare a faptului ca aliajele industriale complexe (cu elemente de aliere suplimentare: Mg, Cu, Ni, Fe), nemodificate sau modificate - "înnobilate" cu Na, Sr, Ca, Ti, sufera schimbari specifice, legate în principal de eutectic: compozitia chimica a acestuia si temperatura palierului eutectic (fig.2) [3].

Pentru aliajul ipotetic binar, eutectic, simplu, AlSi cu 11,7 - 12,5% Si, temperatura eutectica se considera ca marime de referinta la nivelul de 577^0 C; pentru siluminurile standardizate la noi în tara se au în vedere marcile ATSi10Mg si ATSi12 din STAS 201/1-80. Sistemele AlSi industriale, multicomponente, în stare nemodificata, au palierul eutectic real la valori mai scazute la valoarea de referinta de 577^0C, si anume cu subracîri specifice marcii aliajului respectiv, iar pentru acelasi tip de aliaj, proportionale cu starea de "nucleere" a topiturii, deci cu gradul de modificare a topiturii analizate.

In raport cu aliajul binar eutectic simplu, Cu $T_E = 577^0$C, elementele de aliere secundare suplimentare scad palierul eutectic cu urmatoarele marimi specifice [3],[4]:

» cu $0,8^0$C pentru fiecare 0,1% Fe;

» cu $0,25^0$C pentru fiecare 0,1% Cu;

» cu $1,1^0$C pentru fiecare 0,1% Mg.

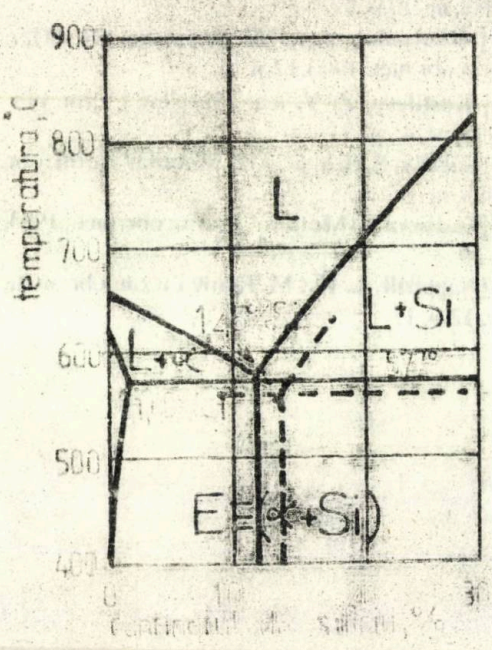


Fig. 2

Diagrama de echilibru fazic a sistemului AlSi; aliaje nemodificate (linie continua) si modificate (înnobilate, cu stare de "nucleatie" avansata) (linie întrerupta); schema este realizata pentru cazul aliajelor hipoeutectice si eutectice, cu adaosuri semnificative de Si

Phase diagram for AlSi system unmodified alloys (dashed line), eutectic and subeutectic alloys with significant Si additions

In acest sens, pentru un silumin tip G-AlSi9Mg cu 0,15% Fe, 0,08% Cu si 0,36% Mg, se poate analitic calcula temperatura eutectica de referinta T_E:

$T_E = 577^0C - (1,5 \cdot 0,18^0C) - (0,08 \cdot 0,25^0C) - (3,6 \cdot 1,1\ ^0C)$ (1)

unde cei trei coeficienti 1,5; 0,08 si 3,6 reprezinta factorii proportionali cu compozitia chimica reala a aliajului analizat, iar valorile din paranteze - marimile cu care se micsoreaza temperatura eutectica a aliajului real în comparatie cu aliajul similar ipotetic binar.

Rezulta:

$T_E = 572,75^0C$

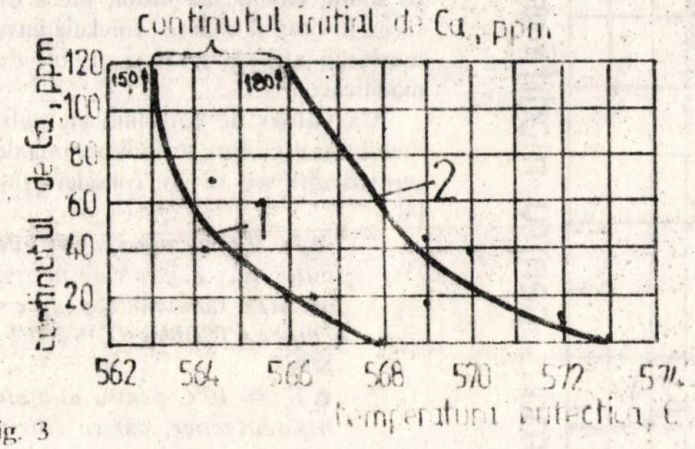


Fig. 3

Influenta continuturilor initiale, remanente, de calciu asupra temperaturii eutectice de referinta, în functie de care se vor stabili subracirile proportionale cu gradul respectiv de modificare, pentru silumin tip AlSi8Cu3 (curba 1) si tip AlSi10Mg(curba 2 - aliaj eutectic)

Initial residual Ca content influence on reference eutectic temperature

Aceasta temperatura va constitui marimea de referinta pentru compararea temperaturilor eutectice ale acelorasi marci de aliaje, solidificate, dar cu grade diferite de tratare ale topiturii respective; cu alte cuvinte, prin ATS subracirile care indica starea de "nucleere" a topiturii cu diferite grade de modificare se vor raporta nu la 577^0C, ci la aceasta temperatura T_E determinata analitic si confirmata prin încercari ATS preliminarii.

Scaderile specifice, ale temperaturii eutectice, în functie de elementele de aliere mentionate, sunt recomandate pentru siluminurile cu cel putin 8% Si; o data cu cresterea continutului de siliciu, cu apropierea fata de punctul eutectic, magneziul capata o influenta determinativa mult mai importanta. Ramâne ca marimea T_E, determinata analitic, sa fie de fiecare data confirmata prin minutioase analize termice anterioare încercarilor propriu-zise de ATS pentru stabilirea gradului de modificare.

Temperaturile eutectice sunt sensibil scazute si de continuturile remanente de sodiu, fosfor, calciu din topitura, provenite în special din materialul recirculat si deseuri; problema este cu atât mai grava si importanta cu cât practic nu sunt înca realizate metode de analiza simple si eficiente pentru masurarea continutului acestor elemente, cu accentuat caracter perturbator.

Astfel calciul este un element nedorit, provenit în sistem partial, în urma rafinarii-dezoxidarii cu fluoruri si saruri; calciul accentueaza tendinta de gazare a topiturii si aparitia microporilor, microfisurilor. Calciul scade fluiditatea si în structura STB duce la aparitia unor "puncte negre", reprezentate de compusi complecsi, fragili, insuficient cercetati si practic neidentificati curent la analiza metalografica optica; aceste defecte structurale afecteaza prelucrabilitatea, rezistenta la coroziune si, ce este mai grav, stabilizeaza forma lamelara, fibroasa, bazaltica a microcristalelor de siliciu (fig.3).

Din aceasta cauza, la aliajele de aluminiu de calitate se cauta mentinerea calciului la niveluri sub circa 30 ppm; se observa ca, si la continuturi de aproximativ 20 ppm calciu, temperatura eutectica este scazuta cu 7^0C la compozitiile eutectice (tip ATSi10Mg - curba 2, fig.3) si cu aproximativ 11^0C la cele hipoeutectice (tip ATSi8Cu3 - curba 1, fig.3). Cu alte cuvinte o problema importanta, dar dificila, este stabilirea valorii de referinta a temperaturii eutectice pentru topitura standard nemodificata, pentru ca apoi, în functie de subracirile în raport cu aceasta, sa se aprecieze gradul de modificare; continutul remanent de element modificator din sistem (Na, Sr, Ca, P etc.) duce la erori în stabilirea temperaturii T_E de referinta.

In figura 4 se indica corelatia dintre scaderea temperaturii eutectice a aliajului tip ATSi12 în functie de continutul remanent (efectiv) de sodiu din sistem; în absenta sodiului din sistem, temperatura eutectica este cea mentionata anterior, de 577^0C. La aliajele provenite din retopirea deseurilor, o data cu marirea continutului de sodiu adus de materialul recirculat, temperatura eutectica scade; de exemplu, la aproximativ 200 ppm sodiu, T_E este de 568^0C, adica diferenta între 577^0C si subracirea $\Delta T = 9^0C$. La modificarea acestei topituri, subracirea se va raporta la palierul de 568^0 C.

Temperatura T_E de referinta determinata prin ATS se va dubla prin analize metalografice, pâna la "stabilizare", pentru a elimina influenta perturbatoare a sodiului remanent din sistem, introdus de materialul recirculat si de deseuri; dupa aceea prin ATS se va aprecia gradul de modificare prin raportarea subracirilor ΔT a topiturilor analizate la temperatura T_E a topiturii nemodificate, considerata ca baza de referinta (dar care are totusi un oarecare continut de sodiu).

Pentru aliajele hipoeutectice, metodologia este similara; de exemplu pentru marca ATSi8: prin încercari ATS preliminatorii rezulta ca temperatura eutectica de referinta este de 570^{0}C; topiturile cu subraciri sub 7^{0}C vor fi nemodificate (domeniul 1, fig.4), iar cele cu subracire peste 7^{0}C - modificate (domeniul 2, fig.4). Valoarea subracirii de 7^{0}C s-a considerat ca baza de referinta în locul valorii de 577^{0}C - pentru aliajul ipotetic AlSi eutectic.

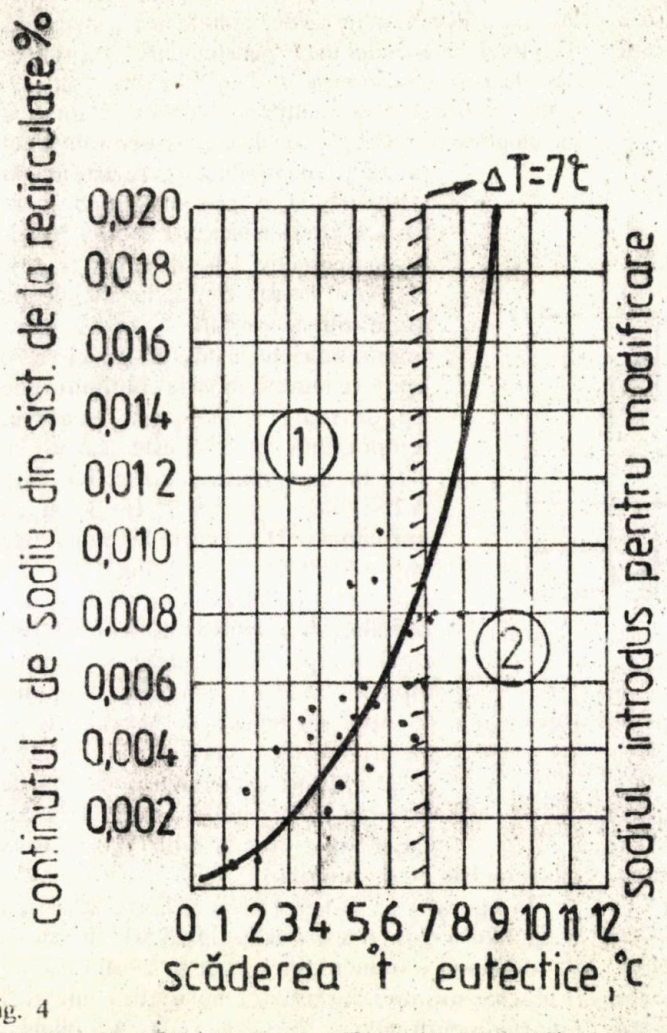


Fig. 4

Schema pentru stabilirea temperaturii T_E de referinta, stabilizata, pentru aliajele industriale nemodificate, dar cu continut de sodiu introdus de materialul recirculat si de deseuri; valori reale ale corelatiei $T_E = f(\%Na)$ pentru un aliaj AlSi10,5

Eutectic temperaturee lowering (^{0}C) by recirculated or introduced Na for AlSi10.5

Evident ca pentru fiecare doza de siluminuri analizate se impun a fi trasate nomograme similare celei din figura 4, care sa tina seama de continutul de sodiu remanent de la topirea materialului recirculat si care sa permita evaluarea corecta a palierului T_E pentru topitura "neînnobilata", fata de care apoi se raporteaza subracirile ΔT - masura a gradului de modificare a aliajului analizat.

Analiza termica simpla, realizata în conditiile mentionate, permite precizarea marimii gradului de modificare în domeniul: nemodificat, submodificat si modificat; starea de supramodificare nu poate fi sesizata prin ATS decât indirect si cu oarecare imprecizie. Astfel se considera ca începutul supramodificarii corespunde cu atingerea supraracirilor maxime, efecte termice care nu pot fi înregistrate corect decât în cadrul utilizarii de microcreuzete consumabile de analiza ce asigura o viteza de racire de minimum 0,2^{0}C/s. Din aceasta cauza asimilarea tehnicii de ATS pentru determinarea gradului de modificare a siluminurilor trebuie realizata la început în paralel si cu analize metalografice, care împreuna sa stabileasca conditiile concrete ale încercarilor: temperatura T_E de referinta pentru cazul topiturilor netratate, dar cu continuturi remanente de sodiu, calciu sau fosfor, viteza de racire în timpul analizei, corelatia între marimea subracirilor si gradul de modificare.

Ca valori de referinta ale subracirilor critice care ar indica starea de supramodificare se pot considera [3], [4]:

* *$\Delta T \approx 9^0$C pentru siluminurile eutectice, echivalente marcii ATSi12 standardizate (de exemplu ATSi10Mg STAS 200/1 - 80);*
* *$\Delta T \approx 10^0$C pentru aliajele hipoeutectice, dar cu siliciu ridicat;*
* *$\Delta T \approx 11^0$C pentru aliajele hipoeutectice, cu cca 8% Si.*

Din datele prezentate în figura 4 rezulta ca aprecierea gradului de modificare prin ATS, în functie de subracirea eutectica, se face în functie de continutul total de element modificator din sistem (sodiu): atât cel remanent dupa retopirea materialului recirculat si a deseurilor, cât si cantitatea adaugata intentionat pentru modificare.

De exemplu, o topitura cu un continut de ~ 100 ppm de sodiu este submodificata, nemodificata la ΔT_E sub 7^{0}C si modificata la ΔT_E de peste 7^{0}C; deci nu cantitatea totala de element modificator (sodiu) din sistem determina modificarea, ci numai acea parte care influenteaza aparitia subracirii fata de marimea T_E, anterior stabilita. Problema se complica si din cauza faptului ca, la aceleasi subraciri, morfologia structurala si tipul eutecticului (microcristalelor de siliciu) depind de factori înca greu de controlat: o ereditate dificil de caracterizat, continuturi perturbatoare de fosfor si calciu, diferentele efectelor termice la modificarea cu sodiu sau stronţiu, imposibilitatea determinarii urmelor de elemente parazite de tipul stibiului, borului, titanului sau

delimitarea inconsistenta, netransanta, intre procesul de modificare (schimbarea morfologiei eutecticului, în special a microcristalelor de siliciu) si procesul de finisare al structurii, de marimea medie a granulatiei structurale. Aceasta nedelimitare clara a aspectelor mentionate de modificarea propriu-zisa, cu efectul de

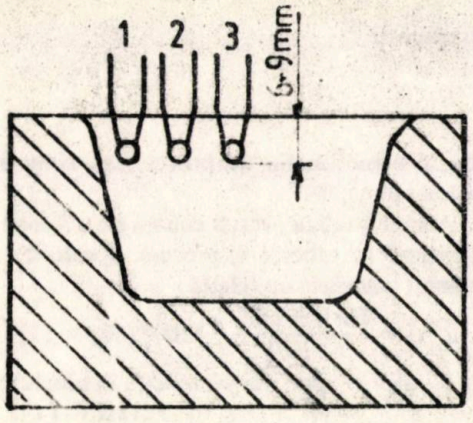


Fig. 5

Utilizarea minicreuzetelor metalice:1, 2, 3 - minitermocupluri consumabile, care urmân încastrate în proba solidificata analizata, plasate la interfata cu cochila (1), la jumatatea grosimii probei (2) si în axa termica (3)

The use of metallic minicrucibles; 1,2,3 - minithermocouples: 1 - at metal - die interface, 2 - in sample C/L, 3 - in thermal axis

finisare, procese care partial se suprapun, se mentine chiar si în scarile de etaloane prezentate, din domeniul siluminurilor turnate

La modificarea cu stronțiu, analiza termica sesizeaza comparativ efectele termice (subracirile eutectice) asupra aliajului de referinta nemodificat si a celor cu diferite grade de modificare, numai în conditiile racirii probelor cu viteze de racire de peste 1^0C/s [1],[2]. Acest fapt impune utilizarea unor acoperiri refractare cu conductanta termica ridicata sau chiar folosirea unor minicochile metalice, similare celor utilizate pentru turnarea probelor de analiza spectrala sau determinarea gradului de gazare (din grafit, cupru masiv sau fonta cu grafit lamelar).

In strainatate s-au realizat în acest sens montaje experimentale cu plasarea minitermocuplului în partea superioara a probei analizate (fig.5) [3],[4]. In acest fel minicreuzetul metalic se refoloseste, curbele de racire se pot înregistra atât pentru zone plasate în centrul cât si la marginea probei, iar determinarile ATS devin un instrument pretios de control rapid si eficient al calitatii topiturilor de aliaje neferoase, de tipul siluminurilor, care sa indice corect metodologia optima de procesare metalurgica înaintea turnarii, în vederea obtinerii unor probe de calitate.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Chira I., Moldovan P. , Pana Mihaela:** *Controlul modificarii siluminurilor prin analiza termica.* (In curs de aparitie)

[2] **Chira I., Pana Mihaela, Paunescu Irina:** *Influenta modificarii cu strontiu asupra siluminurilor turnate.* Comunicare Stiintifica la SESIUNEA JUBILIARA UNIVERSITATEA BRASOV, 29-30 aprilie 1993

[3] **Chen X.G., Engler S.:** *Thermische Analyse von strontiumveredelten eutektischen Aluminium -Silicium - Legierungen.* In: Giesserei, 77, nr.5, p.149-155.

[4] **Chen X.G, Engler S.:** *Untersuchung des Kristallisationsablau von uberveredelten Aluminium - Silicium* - Legierungen mit Hilfe der thermischen Analyse. In: Giesserei, 77, nr.2, 1990, p. 49-50

REVISTA REVISTELOR

GIESSEREI, GERMANIA, 1993, Nr.13

- Analiza deranjamentelor la liniile automate de formare. Partea I: rezultatele prelucrarii datelor de exploatare, p.415

- Realizarea unei instalatii de aspiratie pentru o platforma de turnare utilizând tehnologia modelelor de evaporare, p.420

- Elice pentru nave din otel turnat sub presiune, p.425

- Revista "Giessereiforschung", nr. 2, 1993 (cercetari în turnatorie) - rezumate, p.428

- Sinteza bibliografica anuala: turnare de aliaje usoare în nisip si în forme metalice (30) - partea a 3-a. Topire, turnare, solidificare, p.431

CERCETARI PRIVIND INFLUENTA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA REGIMULUI CROMULUI LA AFINAREA CU OXIGEN A OTELURILOR INOXIDABILE AUSTENITICE IN INSTALATIA VOD

Conf. dr. ing. I. Butnariu-Universitatea "Politehnica" Bucuresti

C.Z.: 669.4.018.8

In vederea stabilirii unor corelatii ale diferitilor factori tehnologici care influenteaza regimul cromului, arderea cromului s-a utilizat ca functie tehnologica de proces.

S-a considerat ca ecuatia pentru aceasta functie tehnologice de proces are forma:

$$f([C]_i, [Mn]_i, [C]_i, [Cr]_i, \Delta[C]_2, v_c, \theta_i, \tau_{O_2}, D_{O_2}, h_{O_2}, P_{O_2}, D_{Ar}) \quad (I)$$

unde Y este functia de proces, respectiv arderea cromului $a_{[Cr]}$, %.

Pentru analiza acestei ecuatii s-au folosit datele prezentate în tabelul 1, precum si valorile arderii cromului calculate cu relatia:

$$a_{[Cr]} = \frac{[Cr]_i - [\%Cr]_0}{[Cr]_i} \cdot 100, \ (\%) \quad (1)$$

si prezentate în tabelul 1.

In relatia (1), $[Cr]_0$ reprezinta continutul de crom

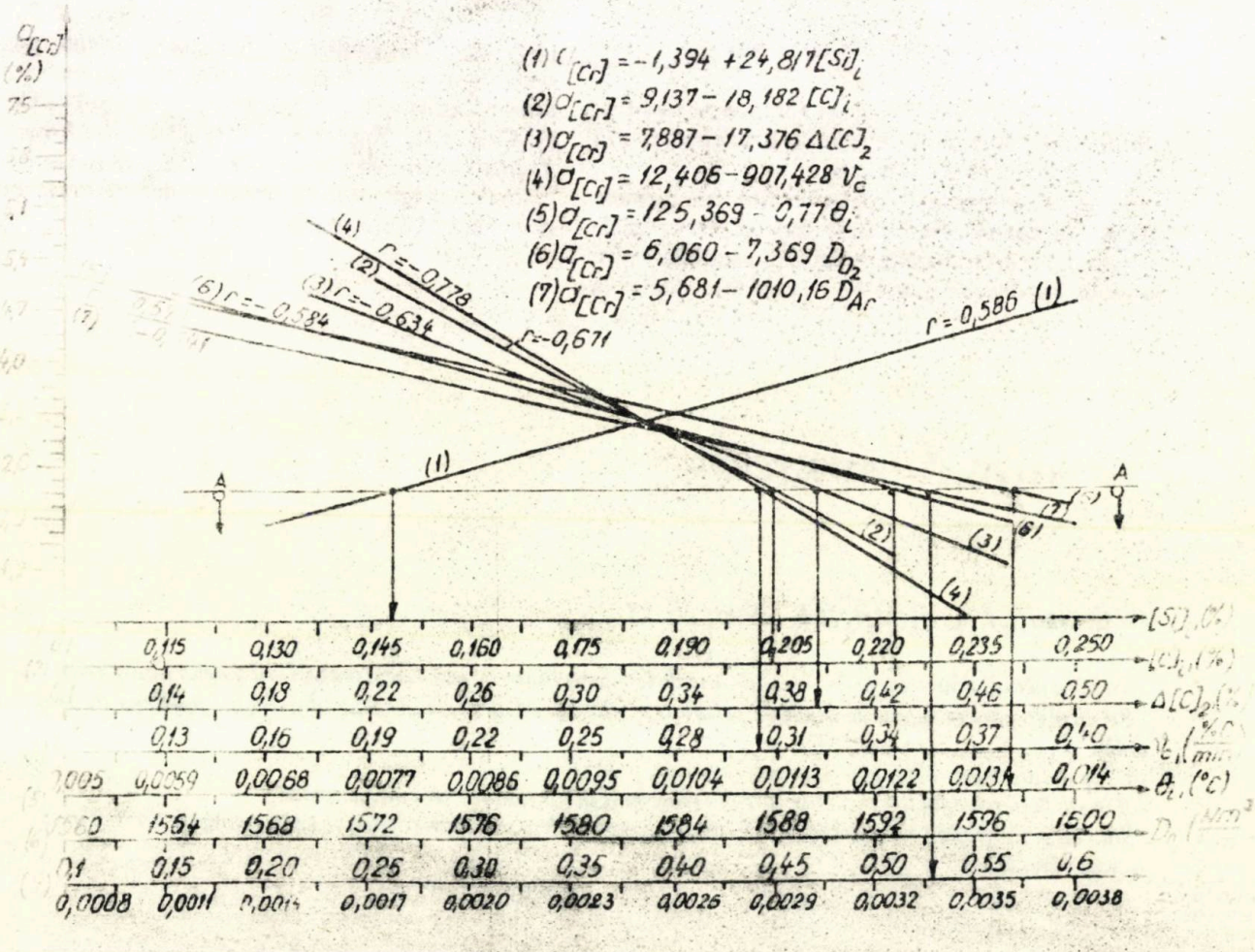


Fig. 1

Variatia arderii cromului în perioada decarburarii cu oxigen în vid, în functie de fiecare parametru tehnologic de influenta

din baia metalica la oprirea insuflarii oxigenului în instalatia **VOD.**

Dupa efectuarea calculelor s-au obtinut pentru coeficientii de corelatie partiala simpla de sondaj valorile prezentate în tabelul 2.

Din anexa 3 [1] pentru $\nu = 13$ si $\alpha = 0,05$ s-a extras valoarea $t_c = 2,16$. Deci, parametrii pentru care $t_c > t_T$ sunt $[Si]_i, [C]_i, \Delta[C]_2, v_c, \theta_i, D_{O_2} D_{Ar}$ si functia de proces va fi de forma:

$$Y = f([Si]_i, [C]_i, \Delta[C]_2, v_c, \theta_i, D_{O_2} D_{Ar}) \qquad (2)$$

Pentru stabilirea ponderii de influenta a fiecarui factor asupra functiei de proces Y, s-au calculat coeficientii de determinare ale caror valori sunt prezentate în tabelul 3.

Rezulta ca ponderea de influenta a parametrilor tehnologici asupra arderii cromului scade în urmatoarea ordine: $v_c, [C]_i, \Delta[C]_2, [Si]_i, D_{O_2}, \theta_i, D_{Ar}$.

Acelasi lucru rezulta si din diagrama de variatie a arderii cromului în functie de fiecare parametru tehnologic în parte, prezentata în figura 1.

Calculând coeficientii ecuatiei de regresie cu programul s-a obtinut urmatoarea ecuatie de regresie:

$$a_{[Cr]} = 53,0281 + 7,86398[Si]_i - 77,5482[C]_i + 88,1022\Delta[C]_2 - 1124,50v_c - 0,0243\theta i - 3,07213D_{O_2} + 586,742D_{Ar} \qquad (3)$$

Cu ajutorul ecuatiei de regresie s-a determinat indicele de corelatie multipla $r_{Y.X_1...X_7} = 0,905$, a carui valoare atesta faptul ca modelul realizat este bun si ca parametrii alesi confirma în proportie de 90,5% variatia arderii de crom.

Din figura 1, în care sunt prezentate grafic prelucrarile statistice ale datelor, rezulta o serie de concluzii importante privind influenta diferitilor factori tehnologici asupra arderii cromului.

Influenta continutului de siliciu initial. Valoarea coeficientului de corelatie (r = 0,586) arata ca exista dependenta între continutul de siliciu initial si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (1) având panta pozitiva, rezulta ca arderea cromului creste o data cu cresterea continutului de siliciu initial. Astfel, în prima etapa, imediat dupa începerea insuflarii oxigenului, în care se produce o oxidare mai intensa a cromului, favorizata de cresterea continutului de siliciu initial, pentru obtinerea unei arderi a cromului cât mai mici în aceasta etapa si implicit global, continutul de siliciu initial nu trebuie sa depaseasca o anumita valoare pentru ca altfel timpul pâna la amorsarea reactiei de decarburare se mareste si arderea cromului creste, stiut fiind faptul ca dupa amorsarea reactiei de decarburare arderea cromului scade substantial.

Influenta continutului de carbon initial. Valoarea coeficientului de corelatie (r = -0,671) arata ca exista dependenta între continutul initial de carbon si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (2) având panta negativa, rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea continutului de carbon initial si implicit cu micsorarea timpului pâna la amorsarea reactiei de decarburare.

Influenta variatiei continutului de carbon oxidat $\Delta [C]_2$. Valoarea coeficientului de corelatie (r = -0,634) arata ca exista o corelatie între variatia continutului de carbon oxidat $[C]_2$ si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (3) având panta negativa, rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea cantitatii de carbon oxidat în timpul perioadei de decarburare cu oxigen în vid.

Influenta vitezei de decarburare. Valoarea coeficientului de corelatie (r = -0,778) arata ca exista o puternica corelatie între viteza de decarburare si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (4) având panta negativa, rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea vitezei de decarburare. Viteza de decarburare depinde de intensitatea de alimentare a oxigenului. Astfel, în prima etapa decarburarea nu începe imediat dupa insuflarea oxigenului cu viteza maxima posibila, ci rezulta un interval de decarburare nestationara a carui întindere în timp este determinata de temperatura initiala a baii metalice, de continutul initial de siliciu si de o prima oxidare a cromului.

In etapa a doua viteza de decarburare creste si arderea cromului scade, iar în etapa a treia viteza de decarburare scade si arderea cromului creste.

Incetarea insuflarii oxigenului la un continut de carbon $[C]_0 = 0,06$-$0,08\%$ explica surplusul de oxigen în sistemul otel-zgura, suficient pentru o decarburare ulterioara a otelului (pâna sau sub 0,03%) si scaderea arderii cromului [2].

Influenta temperaturii initiale. Valoarea coeficientului de corelatie (r = -0,578) arata ca exista dependenta între temperatura initiala si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (5) având panta negativa, rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea temperaturii initiale, aspect în conformitate cu datele teoretice. Temperatura initiala a baii metalice scade usor în timpul fazei de începere a procesului si creste apoi aproape liniar pe întreaga durata a insuflarii oxigenului. Cresteri mai puternice ale temperaturii sunt sesizate în momentele oxidarii intense a siliciului si cromului.

Influenta debitului de oxigen. Valoarea coeficientului de corelatie (r = -0,584) arata ca exista dependenta între debitul de oxigen si arderea cromului; dreapta de regresie obtinuta (6) având panta negativa, rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea debitului de oxigen. Cresterea debitului de oxigen duce la cresterea vitezei de decarburare, crestere care favorizeaza scaderea arderii cromului.

Pentru asigurarea unei arderi minime a cromului, insuflarea oxigenului este indicata sa se înceapa dupa atingerea unei concentratii de oxigen substantial mai scazuta decât cea în echilibru cu cromul. In timpul tratarii în vid, concomitent cu insuflarea argonului, supraoxidarea $\Delta [0] = [0] - [0]_c$ la început se mareste

Tabelul 1

Nr. sarja / Parametru	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
$[Si]_i$, %	0,21	0,18	0,25	0,21	0,18	0,27	0,21	0,24	0,13	0,19	0,16	0,13	0,15	0,17	0,22
$[Mn]_i$, %	1,75	1,30	1,29	1,45	1,37	1,35	1,45	1,48	1,63	1,59	1,41	1,48	1,52	1,18	1,60
$[C]_i$, %	0,31	0,28	0,32	0,26	0,31	0,25	0,27	0,22	0,36	0,28	0,40	0,40	0,39	0,43	0,25
$[Cr]_i$, %	18,25	17,70	20,00	19,10	18,10	17,60	17,15	18,55	18,24	18,00	16,50	18,20	17,60	16,70	17,85
$\Delta[C]_2$,%	0,25	0,22	0,25	0,19	0,26	0,20	0,22	0,17	0,30	0,22	0,35	0,33	0,33	0,38	0,20
Vc, % C/min	0,0086	0,0105	0,0100	0,0083	0,0096	0,0100	0,0100	0,0071	0,0103	0,0096	0,0117	0,0114	0,0106	0,0131	0,0080
θ_i, °C	1575	1595	1590	1575	1585	1590	1590	1560	1595	1560	1605	1580	1595	1590	1570
τ_{O_2}, min	41	31	36	35	37	33	34	37	36	33	39	34	37	37	36
D_{O_2}, $Nm^3/t \cdot min$	0,156	0,285	0,503	0,539	0,434	0,286	0,312	0,153	0,325	0,459	0,294	0,416	0,505	0,570	0,163
h_{O_2}, m	0,9	0,7	0,8	0,7	0,9	0,8	0,8	0,6	0,9	0,7	0,8	0,8	0,8	0,8	1,0
P_{O_2}, atm	10	9	10	8	10	9	10	9	8	9	10	10	10	9	10
D_{Ar}, $Nm^3/t.min$	0,00143	0,00242	0,00321	0,00318	0,00267	0,00232	0,00185	0,00086	0,00097	0,00164	0,00292	0,00321	0,00240	0,00387	0,00086
a[Cr], %	6,03	2,54	3,00	2,83	6,07	4,26	2,62	6,74	1,86	3,44	2,12	1,37	1,99	1,32	4,87

Tabelul 2

Coeficient de corelatie	$r_{a[Cr],[Si]_i}$	$r_{a[Cr],[Mn]_i}$	$r_{a[Cr],[C]_i}$	$r_{a[Cr],[Cr]_i}$	$r_{a[Cr],\Delta[C]_2}$	$r_{a[Cr],v_c}$	$r_{a[Cr],\theta_i}$	$r_{a[Cr],\tau_{O_2}}$	$r_{a[Cr],D_{O_2}}$	$r_{a[Cr],h_{O_2}}$	$r_{a[Cr],P_{O_2}}$	$r_{a[Cr],D_{O_2}}$
Valoare	0,586	0,320	- 0,671	0,279	- 0,634	- 0,778	- 0,578	0,313	-0,584	0,057	0,161	- 0,541
t_c	2,606	1,216	3,259	1,049	2,954	4,468	2,555	1,186	2,596	0,204	0,588	2,318

Tabelul 3

[illegible]	$R_{a[Cr],[Si]_i}$	$R_{a[Cr],[C]_i}$	$R_{a[Cr],\Delta[C]_2}$	$R_{a[Cr],v_c}$	$R_{a[Cr],\theta_i}$	$R_{a[Cr],D_{O_2}}$	$R_{a[Cr],D_{Ar}}$
Valoare	[illegible]	[illegible]	0,402	0,606	0,334	0,341	0,292

până la 0,025-0,036%, iar după aceea, prin creșterea depresiunii, începe să se micșoreze, ceea ce duce la frânarea decarburării. În acest moment este indicat să se înceapă insuflarea oxigenului, prin aceasta având loc o creștere a concentrației și activității oxigenului în oțel, ceea ce creează premisele necesare pentru dezvoltarea reacției de decarburare în straturile mai adânci ale băii metalice.

Conținutul de oxigen dizolvat în oțel în această perioadă este mai scăzut decât cel în echilibru cu cromul și mai ridicat decât cel în echilibru cu carbonul. Arderea cromului este determinată de oxidarea lui în zona de sub lance.

Oprirea insuflării oxigenului la un anumit conținut de carbon (circa 0,06-0,08%) se explică prin surplusul de oxigen din sistemul oțel-zgură, suficient pentru o decarburare ulterioară a oțelului (până la un conținut de C < 0,03%) și prin scăderea arderii cromului, în etapa autodecarburării în vid.

Influența debitului de argon. Valoarea coeficientului de corelație (r = -0,541) arată că există dependența între debitul de argon și arderea cromului; dreapta de regresie obținută (7) având panta negativă, rezultă că arderea cromului scade o dată cu creșterea debitului de argon insuflat. Creșterea debitului de argon duce la creșterea suprafeței de reacție, a vitezei de decarburare și, deci, a scăderii arderii cromului. Insuflarea începe la o depresiune care să asigure carbonului o capacitate de dezoxidare mai mare decât cromului. Insuflarea argonului are loc simultan cu cea a oxigenului, asigurând la oprirea insuflării oxigenului conținuturi de carbon de circa 0,06-0,08%.

În vederea realizării unei arderi minime a cromului în perioada decarburării cu oxigen în vid, în limitele sau sub limitele prevăzute de literatura de specialitate pentru clasa de oțeluri studiate, de 2,2-3,2% [3],[4], ținând seama de faptul că arderea medie a cromului la șarjele experimentale a fost de 3,4 % s-au stabilit, luând în considerare reprezentările grafice din figura 1, următoarele valori ale parametrilor tehnologici, rezultate din intersecția dreptei orizontale A-A trasate la nivelul arderii de 2,2% cu dreptele de regresie: $[Si]_i \leq 0,15\%$; $[C]_i \geq 0,38\%$; $\Delta[C]_2 \geq 0,32\%$; $v_c \geq 0,0110^0$C/min; $\theta_i \geq 1597^0$C; $D_{O_2} \cdot 0,51$ Nm^3/t.min, $D_{Ar} \geq 0,0034$ Nm^3/t.min.

Pe ansamblul procedeului **VOD** (cuptor electric și instalație VOD) pierderile de crom sunt mai mici decât în procesul convențional (circa 13% față de

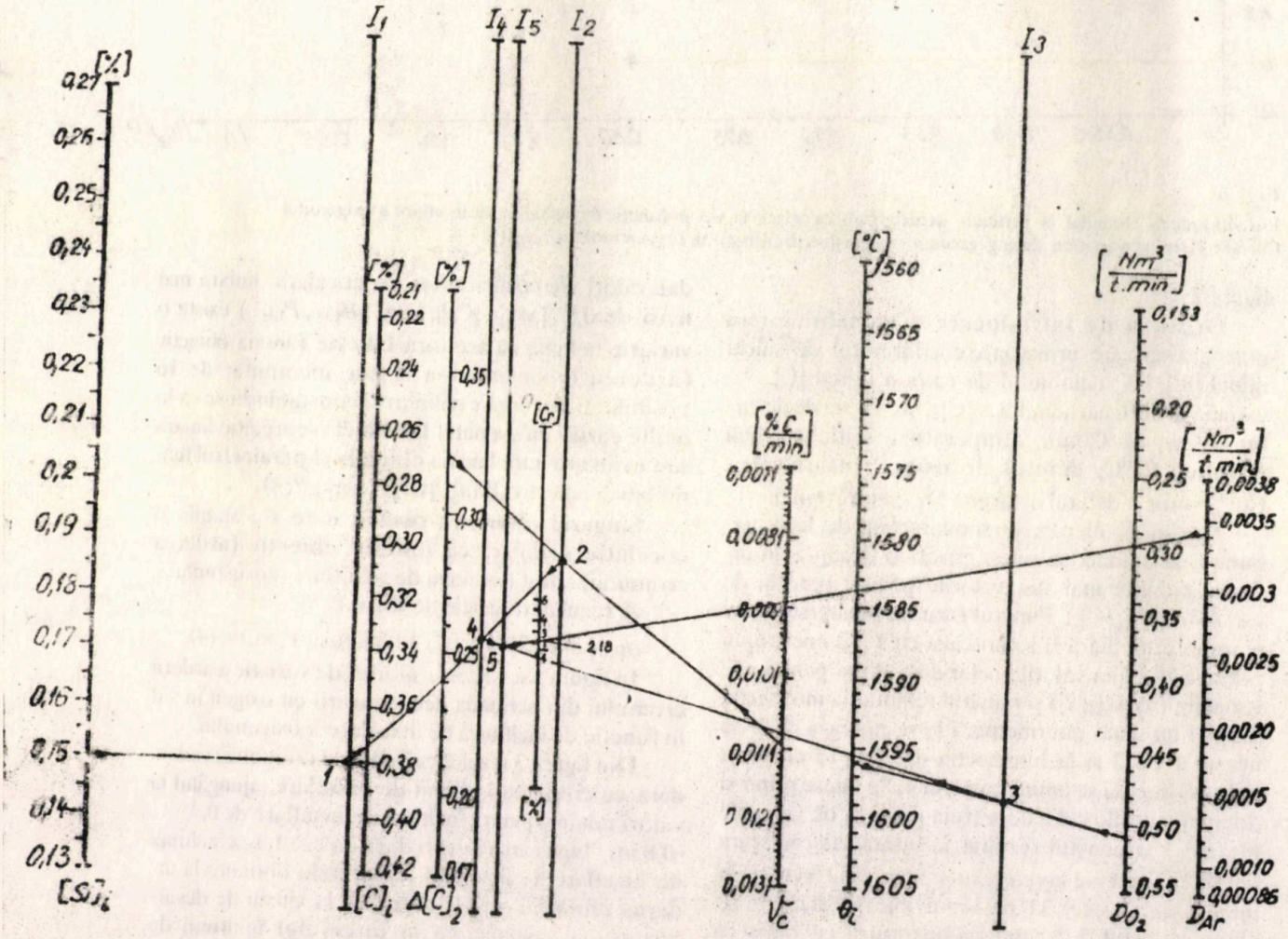


Fig. 2

Nomograma pentru determinarea arderii cromului în perioada decarburării cu oxigen în vid

circa 20%), dar nu atât de mici ca cele prezentate în literatura de specialitate pentru marcile similare de oteluri, de 2 pâna la 5 ori mai mici [3],[4], datorita lipsurilor în pregatirea baii metalice pentru tratamentul VOD si în dezoxidarea zgurii în timpul tratamentului VOD.

Cu ajutorul relatiei (3) s-a calculat si trasat nomograma de lucru pentru determinarea arderii cromului în perioada decarburarii cu oxigen în vid (eroare de determinare ε = 0,055), prezentata în figura 2.

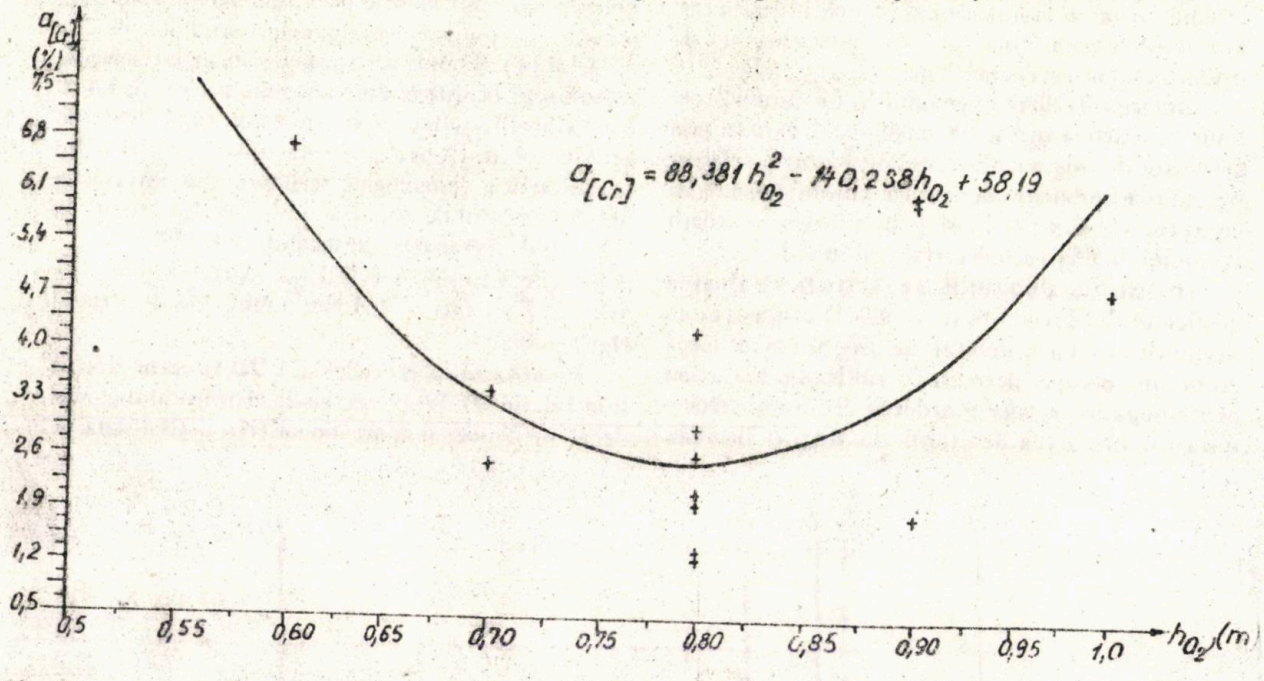


Fig. 3
Variatia arderii cromului în perioada decarburarii cu oxigen în vid în functie de înaltimea de insuflare a oxigenului
Chrome burning variation during vacuum oxygen decarburising with oxygen blowing height

Ordinea de introducere a variabilelor în nomograma este urmatoarea: continutul de siliciu initial $[Si]_i$, %; continutul de carbon initial $[C]_i$, %; variatia arderii carbonului $\Delta[C]_2$, %; viteza de decarburare v_c, % C/min; temperatura initiala a baii metalice θ_i, ^{0}C; debitul de oxigen insuflat D_{O_2}, $Nm^3/t \cdot min$ si debitul de argon D_{Ar}, $Nm^3/t \cdot min$.

Modul de lucru este similar celui de la decarburare, si anume: se unesc printr-o dreapta, în ordinea stabilita mai sus, valorile primei perechi de variabile ($[Si]_i$,$[C]_i$). Punctul rezultat la intersectia cu scara intermediara I_1 se noteaza cu 1. Se unesc apoi printr-o dreapta valorile celei de-a doua perechi de variabile ($\Delta[C]_2$, v_c) si punctul rezultat la intersectia dreptei cu scara intermediara I_2 se noteaza cu 2. Se uneste 1 cu 2 si la intersectia dreptei 12 cu scara intermediara I_4 se obtine punctul 4. Se unesc printr-o dreapta valorile celei de-a treia perechi de variabile (θ_i, D_{O_2}) si punctul rezultat la intersectia cu scara intermediara I_3 se noteaza cu 3. Se uneste 3 cu 4 si la intersectia dreptei 34 cu scara intermediara I_5 se obtine punctul 5. Se uneste punctul 5 cu valoarea ultimei variabile (D_{Ar}) si la intersectia dreptei cu scara arderii cromului rezulta valoarea cautata a arderii cromului.

Pentru valorile parametrilor tehnologici $[Si]_i$ = =0,15%, $[C]_i$ = 0,38%, $\Delta[C]_2$ = 0,32%; v_c = 0,0111% C/min, θ_i = 1596^{0}C, D_{O_2}=0,51Nm^3/t.min, D_{Ar} = 0,0034 Nm^3/t.min, rezulta arderea cromului egala cu 2,18%.

La fel ca si în cazul vitezei de decarburare s-a plecat de la premisa ca pentru parametrii care nu au dat valori ale coeficientilor de corelatie liniara mai mari de 0,5 ($[Mn]_i$, $[Cr]_i$, τ_{O_2}, h_{O_2}, P_{O_2}) exista o variatie neliniara a acestora fata de functia obiectiv (arderea cromului). S-a testat un numar de 16 posibilitati de variatie neliniara, constatându-se ca în multe cazuri nu s-a putut face nici o corelatie liniara sau neliniara între functia obiectiv si parametrul tehnologic respectiv ($[Mn]_i$, $[Cr]_i$, τ_{O_2}, P_{O_2}).

Singurul parametru pentru care s-a stabilit o corelatie neliniara cu functia obiectiv (arderea cromului) a fost înaltimea de insuflare a oxigenului.

A rezultat o ecuatie de forma:

$$a_{[Cr]} = 88,381 h_{O_2}^2 - 140,238 h_{O_2} + 58,19 \quad (4)$$

In figura 3 se prezinta modul de variatie a arderii cromului din perioada decarburarii cu oxigen în vid în functie de înaltimea de insuflare a oxigenului.

Din figura 3 rezulta ca arderea cromului scade o data cu cresterea înaltimii de insuflare, ajungând la valori minime pentru înaltimi de insuflare de 0,75--0,85m, dupa care creste o data cu cresterea înaltimii de insuflare. Comparând rezultatele obtinute la arderea cromului cu cele obtinute la viteza de decarburare, se constata ca în intervalul înaltimii de

insuflare de 0,75-0,85 m viteza de decarburare este maxima, iar arderea cromului-minima.

De asemenea, comparând rezultatele obtinute la analiza vitezei de decarburare cu cele de la analiza arderii cromului, rezulta ca pentru a realiza o decarburare rapida si cu o ardere minima de crom parametrii tehnologici trebuie sa aiba urmatoarele valori: $[Si]_i \leq 0,14 - 0,15\%$; $[Mn]_i \leq 1,25\%$; $[C]_i \geq 0,37 - 0,38\%$; $[Cr]_i \leq 16,8\%$; $\Delta[C]_2 \geq 0,32\%$; $\theta_t \geq 1597 - 1599^0C$; $D_{O_2} \geq 0,51 - 0,54\ Nm^3/t.min$; $D_{Ar} \geq 0,0032 - 0,0034 Nm^3/t.min$.

In vederea realizarii unor viteze mari de decarburare, cu implicatii asupra micsorarii duratei sarjei, a reducerii cantitatii de oxigen insuflat, este necesar un grad ridicat de asimilare a oxigenului în baia metalica.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Taloi, D.** s.a.: Optimizarea proceselor metalurgice. Bucuresti, Editura Didactica si Pedagogica, 1983

[2] **Borodin, D.I.** s.a.: *Imbunatatirea tehnologiei elaborarii otelului anticorosiv prin rafinarea cu oxigen în vid.* In: Stal, U.R.S.S., 1986, nr.1, p.35

[3] **Szwey, H.** s.a.: *Pierderile de crom in procesul de elaborare a otelului anticorosiv în cuptoare electrice cu arc cuplate cu instalatii VOD.* In. Hutnik, Polonia, nr.9, p.99

[4] **Linder,E.** s.a.: *Technologie der Pfannenmetallurgie und deren Anwendung bei der Erzeugung von Qualitats und Edelstahlen im ESW Freital.* In: Neue Hütte, Germania, 20, 1984, nr.10, p.372

REVISTA REVISTELOR

FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1993, Nr.124

- *Principalele progrese ale pieselor turnate, de la aliaje la compusul mecanic, p.6*
- *Oteluri turnate - doua noi dosare tehnice despre otelurile inoxidabile martensitice, p.14*
- *Aliajele de magneziu turnate utilizate la piese de automobil, p.20*
- *Unele aspecte ale metalurgiei aliajelor de zinc turnate sub presiune, p.21*
- *Automatizarea operatiei de înlaturare a retelelor de turnare si a maselotelor pieselor turnate din otel, p.27*
- *Fontele aliate cu crom si siliciu pentru industria chimica, p.32*

FONDERIE FONDEUR D'AUJOURD'HUI, FRANTA, 1993, Nr.125

- *Analiza unei posibilitati de finisare automatizata flexibila, p.9*
- *Automatizarea alimentarii masinilor automate în cazul fabricarii de piese mici în serii mari si productivitate ridicata, p.10*
- *Controlul nedistructiv si caracterizarea compozitelor cu matrice metalica, p.13*
- *Mentinerea fontelor cu grafit nodular în cuptor de turnare cu atmosfera neutra si metalurgia acestui tip de fonta, p.26*

CIORNAIA METALLURGHIIA, CERMETINFORMATIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, NR.12

- *Productia de laminate, tevi, stiinta metalelor si tratamentul termic în siderurgia tarilor capitaliste, în anul 1991, p.3*
- *Statie pilot - agregat în flux continuu pentru elaborarea otelului cu canal vertical central, p.35*
- *Elaborarea otelurilor pentru constructii cu desulfurarea metalului în afara cuptorului cu materiale zgurifiante solide, p.37*

ELABORAREA FONTEI CU GRAFIT NODULAR ÎN OALA DE TURNARE CU DOUA LOCASURI SI DOUA BAF PORT-DOP

Dr. ing. V. Cojocaru - Institutul Politehnic Iasi

C.Z.: 669.13.018.7

Consideratii generale

Fonta cu grafit nodular se elaboreaza în mare parte utilizînd modificarea în oala de turnare, prin diferite tehnici. Tehnicile cunoscute determina randamente de asimilare ale modificatorilor ale caror valori se situeaza între limite largi. Se face mentiunea ca un randament de asimilare mare nu coincide întotdeauna cu un grad mare de nodulizare al grafitului.

Foarte important este ca fonta modificata ce se obtine sa aiba un grad maxim de nodulizare al grafitului, grad de nodulizare uniform, o marime a nodulilor de grafit corespunzatoare cu destinatia si de asemenea o matrice metalica adecvata scopului propus.

Se face o mare greseala daca la calculul de eficienta economica a tehnologiei de modificare a fontei nu se tine seama si de fiabilitatea pieselor turnate obtinute, fiabilitate ce este în strînsa corelatie cu conditiile mentionate la aliniatul precedent.

In acesta lucrare se prezinta o noua tehnologie de elaborare a fontei cu grafit nodular, ce-si propune ca scop principal marirea gradului de nodulizare al grafitului si cresterea gradului de uniformizare al modificarii.

Oala de turnare - modificare

S-a conceput, proiectat si realizat o oala de turnare - modificare conform schitei prezentate în figura 1.

Oala de turnare - modificare realizata refoloseste o oala de turnare a otelului. Acest lucru a avut la baza atasarea a înca unui mecanism - sistem de antrenare a barelor port - dop pe lînga cel existent, anularea orificiului de turnare de la fundul oalei de turnare si, asa cum se va prezenta în continuare, posibilitatea de utilizare pentru modificare, conform noii tehnologii, a unei oale de turnare cu un coeficient mai mic de zveltete.

Capacitatea oalei de turnare - modificare este de 2 t, putându-se modifica minimum 500 kg fonta lichida.

Conceperea oalei speciale de turnare - modificare a avut în vedere, pentru cercetari, marimea locasurilor ce corespunde unui consum maxim de prealiaj modificator (FeSiCaMg) de 3 %.

Placa separatoare verticala s-a proiectat având în vedere solicitarea la compresiune, din calcule rezultând ca rezista si fara armatura la solicitarea în vederea modificarii fontei [1].

Totusi, pentru a rezista la transport s-a executat cu o armatura din otel beton cu diametrul de 12 mm si de forma unui cadru dreptunghiular. Placile separatoare se executa din amestec de miez preparat pe baza de silicat de sodiu.

Pentru dimensionarea placilor separatoare orizontale s-a utilizat un program de calcul PLOBA 02 [2], care foloseste calculul eforturilor prin metoda elementului finit. La primele experimentari s-au testat atât armaturi cu geometrie complexa, cât si armaturi simple (cadru dreptunghiular), ce se utilizeaza si în prezent.

In vederea modificarii, oala de turnare - modificare se pregateste conform schitei din figura 1, zidaria oalei de turnare fiind cea obisnuita, iar barele port - dop cele ce se folosesc în mod normal pentru oalele de la turnarea otelului.

Tehnologia de modificare

Etapele ce fac parte din fluxul tehnologic de modificare al fontei se prezinta în continuare.

Se monteaza placa separatoare verticala conform schitei din figura 1, etansându-se cu amestec de miez pe baza de silicat de sodiu (poate fi si un amestec de formare cu autointarire etc.) eventualele interstitii dintre placa, pe o parte, si peretii verticali împreuna cu fundul oalei de turnare, pe de alta parte, pentru a se asigura o etanseitate perfecta -vizând modificarea corespunzatoare în doua trepte.

Se introduce apoi modificatorul sau dupa caz modificatorii, în cele doua locasuri ce se contureaza, adica într-o parte si în cealalta a placii separatoare verticale.

Urmeaza amplasarea placilor separatoare orizontale, dupa care se etanseaza atât interstitiile de la jonctiunea placilor separatoare cu peretele lateral

al oalei de turnare cât si cele dintre respectivele placi, cu amestecul mentionat anterior.

Apoi se monteaza barele port - dop, avându-se în vedere ca acestea sa fie amplasate perpendicular pe

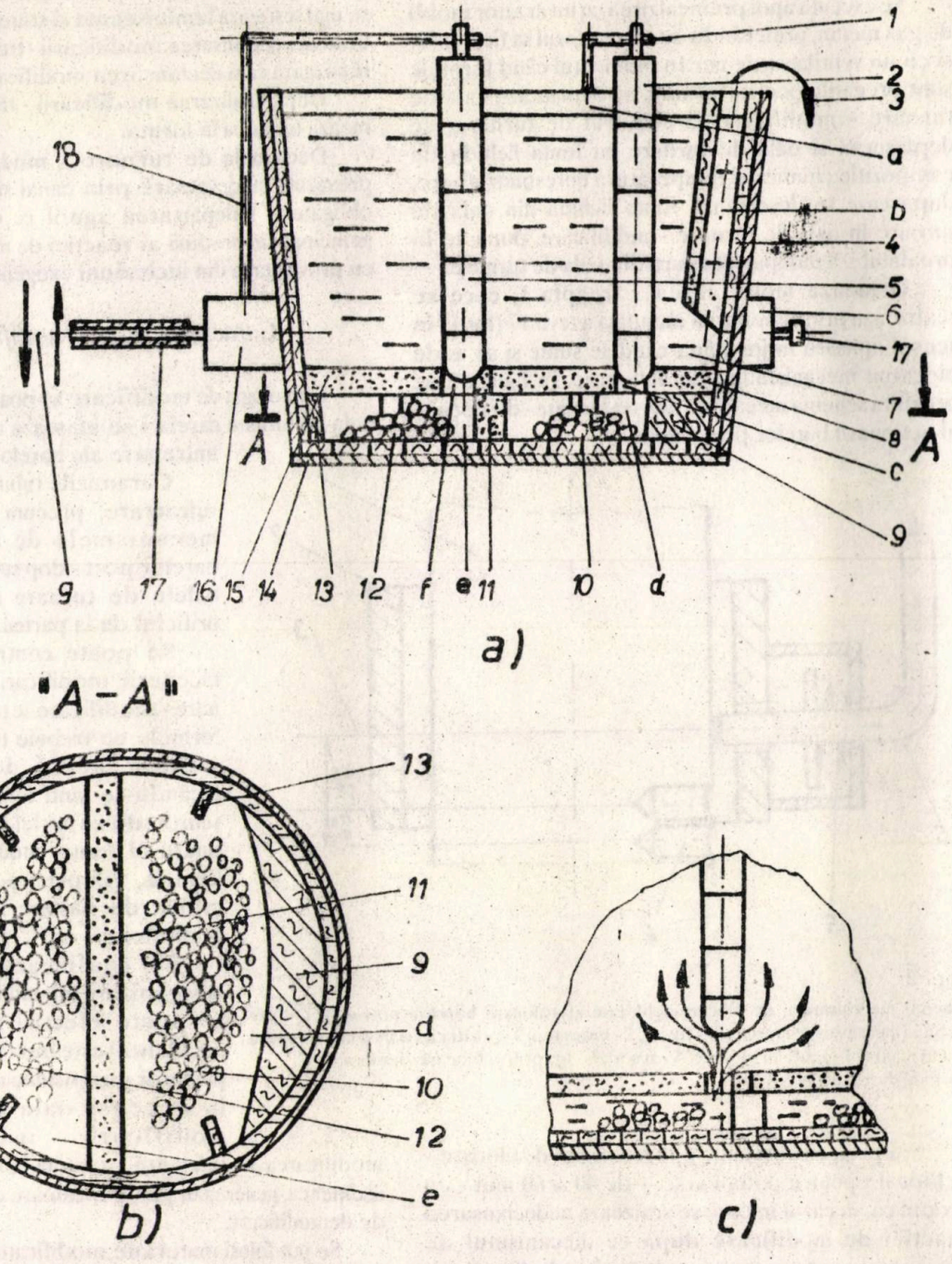


Fig 1

Fig. 1

Schita oalei de turnare-modificare cu doua locasuri si doua bare port-dop: a - sectiunea longitudinala; b - sectiunea transversala (A - A); c - dirijarea vaporilor de magneziu; 1 - mecanism de actionare; 2 - bara port-dop I; 3 - sensul de basculare în vederea evacuarii fontei; 4 - capiuseala refractara; 5 - bara port-dopII; 6 - sistem de antrenare I, 7 - fonta lichida nemodificata; 8 - placa separatoare orizontala I; 9 - capiuseala refractara de sprijin; 10 - modificatorI; 11 - placa separatoare verticala; 12 - modificator II; 13 - caramida refractara de sprijin; 14 - manta metalica; 15 - placa refractara orizontala II; 16 - sistem de antrenare II;17 - teava pentru actionare; 18 - mecanism de antrenare - II; a - cavitatea oalei de turnare - modificare; b - canalul sifonului; c - orificiul I; d - locasul I; e - locasul II; f - orificiul II; g - sensul de actionare si teva 17

Casting - inoculation ladle with two boxes and plug rods

placile separatoare orizontale. Dupa aceasta, pentru orice eventualitate, se etanseaza eventualele interstitii dintre capul barelor port - dop si peretii orificiilor.

Se executa apoi preincalzirea cu un arzator mobil de gaz metan, preferându-se ca arzatorul sa fie cuplat si cu un ventilator de aer.In momentul când formele sunt pregatite pentru turnare, se deplaseaza oala de turnare - modificare la sectorul de turnare, se deplaseaza si oala de turnare cu fonta lichida de compozitie chimica si temperatura corespunzatoare, dupa care se deverseaza fonta lichida din oala de turnare în oala de turnare - modificare, dupa ce în prealabil s-a îndepartat zgura din oala de turnare.

Urmeaza modificarea - treapta I, care se realizeaza prin actionarea manuala a tevii 17 (fig.1) în sensul apasarii în jos pâna când se simte si se aude blocarea mecanismului de actionare. In figura 2 se prezinta schema mecanismului de blocare - deblocare al actionarii barelor port - dop.

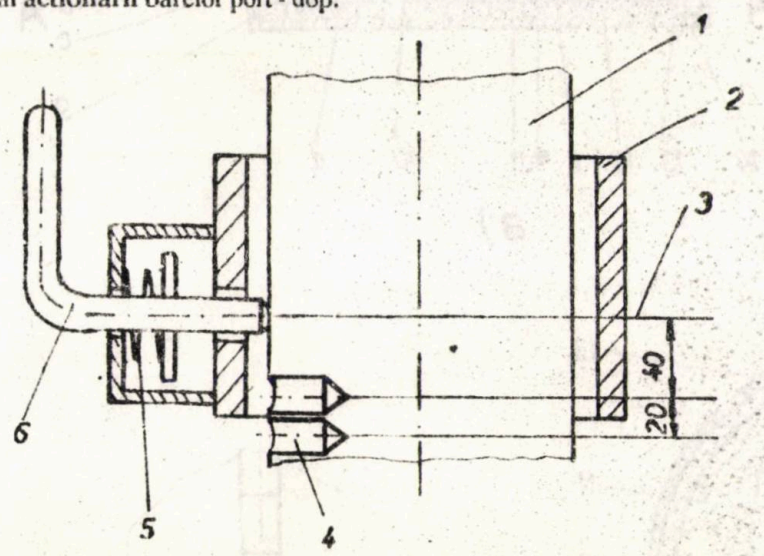


Fig. 2

Schema mecanismului de blocare-deblocare al actionarii barelor port-dop: 1 - bara mobila (mecanism de antrenare - fig. 1); 2 - bucsa fixa; 3 - pozitia initiala a mecanismului de antrenare; 4 - gauri de blocare; 5 - resort; 6 - tija pentru blocare-deblocare
Locking device for plug rods

S a proiectat si realizat mecanismul de blocare - deblocare pentru doua curse - de 40 si 60 mm - cu scopul ca, în cazul în care se sesizeaza nedeclansarea reactiei de modificare dupa ce mecanismul de antrenare a parcurs cursa cu lungimea de 40 mm, sa se mai continue cursa respectiva înca 20 mm. Prin antrenarea mecanismului de actionare se dezobtureaza orificiul din placa de separare orizontala, fonta patrunde în locas, unde vine în contact direct cu modificatorul pe baza de magneziu. Magneziul se vaporizeaza, paraseste locasul respectiv si îsi continua drumul ascensional prin fonta lichida datorita tensiunii de vapori mari. In drumul lor ascensional, cu viteza mare, vaporii de magneziu întâlnesc capul barei port - dop ce determina distribuirea lor în mai multe directii, marindu-se astfel suprafata de contact dintre modificator si fonta lichida ce se supune modificarii.

Dupa terminarea treptei I de modificare (când nu se mai sesizeaza luminiscenta si starea de barbotare), urmeaza declansarea modificarii - treapta a II-a, ce se realizeaza ca si declansarea modificarii - treapta I.

Dupa finalizarea modificarii - treapta a II-a, urmeaza turnarea în forma.

Daca oala de turnare - modificare nu este prevazuta cu deversare prin canal sifon, atunci este obligatorie îndepartarea zgurii ce este formata în principal din produsi ai reactiei de modificare dar si cu provenienta din incluziuni exogene.

Caracteristicile modificarii

Tehnologia de modificare se poate preta la orice oala de turnare careia i se ataseaza mecanismele de antrenare ale barelor port - dop.

Caramizile tubulare si dopurile refractare, precum si sistemele si mecanismele de antrenare ale barelor port - dop sunt aceleasi ca la oalele de turnare a otelului prin orificiul de la partea lor inferioara.

Se poate controla momentul începerii modificarii: oala de turnare - modificare se transporta lânga formele ce trebuie turnate, declansarea reactiei de modificare facându-se când totul este pregatit, scurtându-se astfel timpul de mentinere al fontei modificate în stare lichida, timp ce peste o valoare critica da nastere la degenerarea grafitului.

Se realizeaza un grad de omogenizare al modificarii ridicat. Se poate efectua inocularea (inoculantul este însotit de un element purtator cu tensiune mare) de vapori în aceeasi oala de turnare - modificare, imediat dupa modificarea nodulizanta si inoculare, timp ce, de asemenea, genereaza peste o valoare critica procesul de demodificare.

Se pot folosi materiale modificatoare de diverse granulatii.

Pentru oalele de turnare - modificare cu capacitati mari se pot prevedea trei sau chiar mai multe locasuri, existând astfel posibilitatea fie a folosirii mai multor modificatori, fie a maririi gradului de uniformitate al modificarii. Se poate prevedea si numai un locas.

Se pot utiliza modificatori diferiti, profitându-se astfel de avantajele ambilor modificatori.

Se asigura deplina securitate a muncii.

Prin modificarea în doua trepte se obtine un efect de modificare mai mare si se asigura un consum de modificator mai scazut.

Se elimina riscul crearii canalelor preferentiale de evacuare a vaporilor de magneziu.

Nu se pot utiliza pentru modificare elemente în stare simpla, ca atare, ce au temperatura de vaporizare mai mare de circa 1400^{0}C.

Aceste elemente se utilizeaza sub forma de prealiaje, în componenta carora intra cel putin un element cu temperatura de vaporizare mai mica decât 1400^{0}C - de preferinta sub 1000 - 1300^{0}C, pentru ca vaporii respectivi (vapori cu rol de antrenare) sa aiba la temperatura de modificare a fontei o tensiune mare de vapori.

Prezenta celor doua bare port - dop determina o dirijare a vaporilor de modificator, o distribuire într-un volum mai mare, ceea ce atrage dupa sine o scurtare a distantelor de difuzie a vaporilor de magneziu.

La toate tehnologiile de modificare a fontei în oala de turnare, dupa ce vaporii de modificator parasesc locasul unde este amplasat modificatorul, acestia nu mai întâlnesc nici un obstacol, ei deplasându-se liber între partea superioara a baii metalice [3]. Noua tehnologie are si particularitatea ca vaporii de modificator întâlnesc un obstacol ce determina o împrastiere a lor într-un volum mai mare de fonta lichida, scurtându-se distantele de difuzie si determinând o îmbunatatire a gradului de omogenizare al modificarii. In figura 3 se prezinta o comparatie din acest punct de vedere a noii tehnologii, cu principalele tehnologii de modificare în oala de turnare ce se aplica în prezent în lume.

Datorita tensiunii mari de vapori de magneziu, în urma impactului vaporilor cu capul barei port - dop se produce o scindare a lor, cel putin în doua, ceea ce înseamna micsorarea dimensiunilor acestora. Potrivit legilor lui Stockes si Iavoiski, o data cu micsorarea razei vaporilor scade si viteza de ascensiune, adica timpul de contact dintre modificator si fonta lichida, si astfel efectul de modificare creste. Micsorarea dimensiunilor bulelor de modificator duce si la marirea suprafetei de contact dintre modificator si fonta lichida, asigurîndu-se cresterea efectului de modificare.

Forta ascensionala a vaporilor de modificator se descompune într-o componenta orizontala si o componenta verticala, în zona de impact a vaporilor cu capul barei port - dop, în aceasta zona intervenind si forta de frecare ce are sens opus fortei ascensionale. Componenta orizontala a fortei ascensionale se anuleaza în momentul în care vaporii de modificator se desprind de bara port - dop. In zona capului barei port - dop, forta ascensionala are o valoare mai mica datorita frecarii dintre vaporii de modificator si capul respectiv, ceea ce înseamna ca în acesta zona vaporii de modificator se deplaseaza cu o viteza mai mica, adica durata de contact modificator - fonta este mai mare si astfel fonta din aceasta zona este modificata mai intens, urmând ca datorita curentilor dinamici ce iau nastere sa se realizeze omogenizarea modificarii în toata masa de fonta.

Studiul traiectoriei vaporilor de modificator s-a facut pe o instalatie de modelare, utilizându-se ca "agenti de modelare" glicerina anhidra si bioxid de carbon, o parte din caracteristicile noii tehnologii de modificare bazându-se pe concluziile desprinse în urma experimentarilor pe respectiva instalatie. S-au facut si diverse studii având în vedere diferite tipuri de capuri pentru bara port - dop, influenta tensiunii de vapori asupra modului de distributie al vaporilor de modificator si numarul de bule de modificator etc., aspecte în legatura cu modelarea urmând a fi prezentate într-o lucrare viitoare.

Cresterea suprafetei de reactie dintre modificator si fonta lichida ce se supune modificarii determina si o desulfurare si o dezoxidare mai avansata a fontei, ceea ce duce la cresterea tensiunii superficiale a fontei, conditie se pare obligatorie pentru nodulizarea grafitului [3], [4].

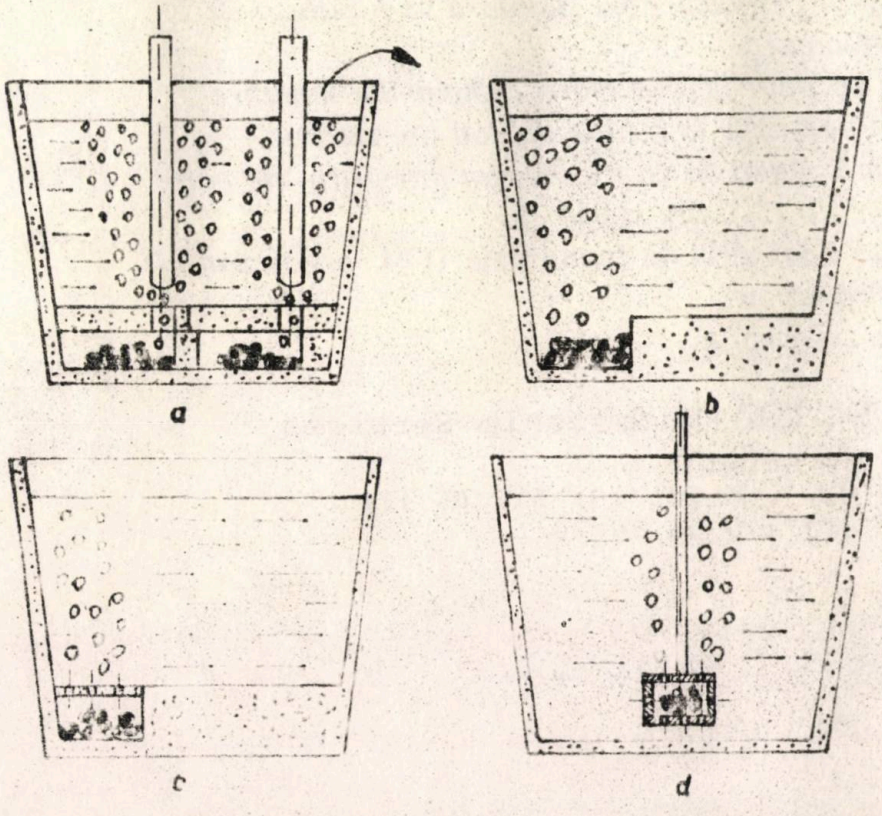


Fig. 3
Schema comparativa a - noua tehnologie; b - tehnologia "Sandvich"; c - tehnologia "Trigger"; d - tehnologia cu clopot

Aplicatii la scara industriala

Oala de turnare - modificare s-a realizat la Intreprinderea Mecanica "Nicolina" Iasi, în varianta fara canal sifon de evacuare si se foloseste începând cu anul 1985.

Tehnologia de modificare a fost brevetata în România cu brevetul nr.93.691.

Placa separatoare verticala are dimensiunile de 674 x 80 x 100 mm (100 mm reprezinta înaltimea).

Placile separatoare orizontale au forma semicirculara, cu înaltimea de 100 mm, diametrul orificiilor de 50 mm si raza locasului pentru capul barei port - dop de 60 mm.

Consumul de modificator (FeSiCaMg) variaza între 1,7 si 2,3 %.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Caracostea A. s.a.:** Manual pentru calculul constructiilor. Bucuresti, Editura tehnica,1977

[2] **Friederich R., Stoian V.:** Programul PLOBA. Manual de utilizare. Calculul si dimensionarea placilor plate din beton armat. Institutul Politehnic Timisoara, Pachet D.I.M.,1984

[3] **Sofronie L.s.a.:** Fonta cu grafit nodular. Bucuresti, Editura tehnica,1978

[4] **Cojocaru V.:** *Consideratii termodinamice asupra obtinerii grafitului nodular.* In Metalurgia, România, nr.2,1987

EVENIMENTE INTERNATIONALE

Conferinta Internationala - BCIRA '94

BCIRA *va acorda o reducere substantiala a taxelor de participare la conferinta sa din 1994 cu tema* **"Noutati si realizari de vârf în topirea si tratamentul termic în turnatoriile de metale feroase si neferoase"** *pentru grupurile de straini si specialisti tineri.*

Pentru grupuri mai mari de zece persoane taxa standard va fi redusa de la 520 la 390 lire sterline de persoana.

Pentru specialistii tineri (sub 26 ani), BCIRA ofera companiilor membre posibilitatea înregistrarii unei persoane la o taxa de 260 lire sterline.

Persoana tânara trebuie sa fie însotita de un alt delegat înregistrat de catre aceeasi companie la taxa normala (390 lire sterline).

Acesti delegati vor putea vizita **Expozitia de turnatorie 1994,** *organizata de catre* **FMJ International Publication.**

Pentru detalii va rugam sa va adresati la:

D-na Cara Key, **BCIRA Membership Services,**
Alvechurch
Birmingham B 48 7 QB Tel (0) 527 66 414
Fax (0) 527 58 50 70

ACADEMIA DE STAT DIN FREIBERG

Ing. Mihaela Pana

Universitatea "Politehnica"Bucuresti

In noiembrie 1990 s-au sarbatorit 225 ani de la infiintarea Academiei din Freiberg [2].

Fondatorul a fost **Gottfried Wilhelm Leibniz**, cel care a realizat si **Societatea Stiintifica Brandenburgica din Berlin.**

Istoricul Academiei din Freiberg este prezentat in tabelul 1.

Tabelul 1

Istoria Academiei de Stat din Freiberg
The history of Freiberg State Accademy

Anul	Activitatea
1765	Infiintarea Academiei de Stat din Freiberg - Metalurgie, Chimie, Matematica
1871 - 1875	Reformele lui Zeuner de înfiintare si organizare a învatamântului tehnic
187[illegible]	Adolf Ledebur este numit profesor la Departamentul de Siderurgie
1899	Se realizeaza primul rectorat: Ledebur este primul rector
1903	Apar primele diplome [illegible]giner ale Academiei din Freiberg
1905	Apare Regulamentul pentru obtinerea titlului de doctor inginer
1939	Apare Regulamentul pentru obtinerea titlului de doctor docent
1946	Se redeschide Academia din Freiberg dupa cel de-al doilea razboi mondial
1949	Apar primele simpozioane, conferinte, zile omagiale

Foto 1
Portretul lui Ignaz von Born

Leibniz a înfiintat departamentele de Chimie, Metalurgie, Geometrie.

Apar primele descoperiri, procedee, laboratoare.

In anul 1742 **Ignaz von Born** a pus bazele procedeului de amalgamare. A descoperit noi minerale cum ar fi magiagitul ($Pb_5 Au (Te Sb)_4 S_{5-8}$) si bornitul (ii poarta numele) $Cu_5 Fe S_4$.

In urma procedeului realizat de Ignaz von Born se obtin: Pb, Zn, Fe si un amalgam de argint. Tot de la Ignaz von Born este cunoscut procesul de transformare din Ag_2S în AgCl, prin calcinare.

In anul 1809 apare Rectoratul Academiei din Freiberg, primul rector fiind ales Adolf Ledebur. Acesta a avut un rol deosebit în formarea si dezvoltarea Academiei din Freiberg.

Intre anii 1869 si 1870 a fost conducatorul unei turnatorii la firma Schwartzkopf. Din anul 1871 a devenit profesor la Departamentul de Siderurgie al Academiei de Stat din Freiberg.

Imediat dupa înfiintarea Academiei de Stat din Freiberg s-au realizat noi focare de cultura si educatie tehnica în Europa: Chemnitz, Berlin, Clausthal-Zellerfeld, Petersburg, Paris, Madrid.

Clemens Winkler a organizat primul laborator de siderurgie si chimie, Winkler fiind si descoperitorul germaniului [2].

Adolf Ledebur a primit numeroase distinctii din partea mai multor case regale cum ar fi : japoneza, rusa, spaniola.

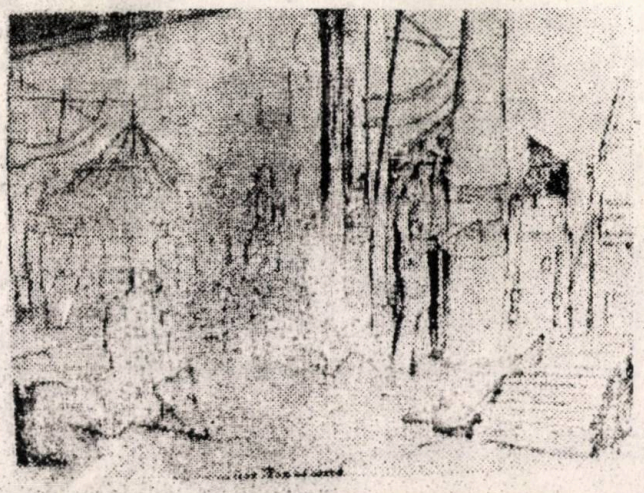


Foto 2
Primul atelier al Academiei din Freiberg

Foto 3
Portretul lui Adolf Ledebur

A onorat înființarea Institutului de Fonta si Otel din Londra (1902), a A.F.S.-ului - Asociatia Turnatorilor Americani (1903) si, înainte de a muri, a "Asociatiei nationale a siderurgistilor germani - VDE. La 7 iunie 1906, Adolf Ledebur moare. A scris numeroase lucrari cum ar fi: "Manualul de fonte si oteluri" în anul 1801, care a fost reeditat pentru a treia oara în anul 1901 [3].

In anul 1883 a aparut "Manualul complet al unei turnatorii de fonta".

Tot de la Academia de Stat din Freiberg a ramas primul plan de învatamânt (1883-1884), dupa cum urmeaza [2]:

Siderurgie (saptamânal)	4 ore
Tehnologie generala mecanometalurgica	2 ore
Tehnologie speciala mecanometalurgica	2 ore
Instalatii siderurgice (saptamânal)	1 ora
Realizarea pieselor turnate din fonta	1 ora
Studiul materialelor	1 ora
Arta extragerii sarii	

In anul 1924 **Maurer E.** a realizat prima diagrama a fontelor de turnatorie.

Din anul 1927 s-a realizat primul Institut de siderurgie cu o Catedra de Turnatorie condusa de profesorul **H. Uhlitzsch.**

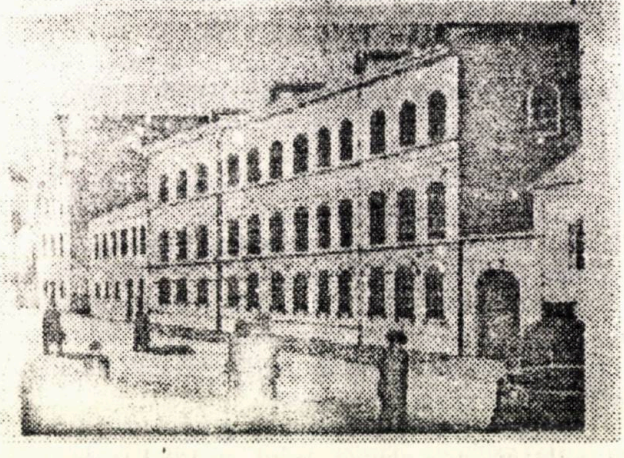


Foto 4
Academia de Stat Freiberg în anul 1876

Leber Engelbert, fost colaborator si student al lui Adolf Ledebur, a pus bazele Institutului de Turnatorie în anul 1942 prin profesorul Uhlitzsch [4].

Dupa anul 1945, Bergakademie Freiberg s-a aflat în zona sovietica a Germaniei.

Din anul 1952 Catedra de Turnatorie a fost condusa de profesorul Czikel, de-al carui nume se leaga constructia unui nou institut si a unei hale de turnatorie (1960). Din anul 1968 s-a efectuat o noua reorganizare a catedrei, conducerea acesteia fiind preluata de profesorul **K.Stölzel** (tab.2). Catedra numara 30 de membri si este împartita pe doua sectiuni: Tehnica Turnatoriei, condusa de profesorul Pistol G., si Materiale de Turnatorie, condusa de profesorul Liesenberg.

Ca materii de baza sunt considerate: Matematica, Fizica, Chimia si Tehnologia Materialelor. In ultimii ani, ca materii de baza au fost considerate Informatica si Automatizarile [4].

Academia de Stat are o frumoasa biblioteca tehnica. Anual, numarul absolventilor este de 800, din care o suta sunt studenti straini.

Astazi, Academia din Freiberg este recunoscuta ca un adevarat amfiteatru al stiintei metalurgice.

Aici se [illegible] numeroase simpozioane stiintifice si aniversari, cum ar fi: "Zilele Piwowarski", "Zilele Maurer" sau "Amalgamare-Ignaz von Born" [1],[5].

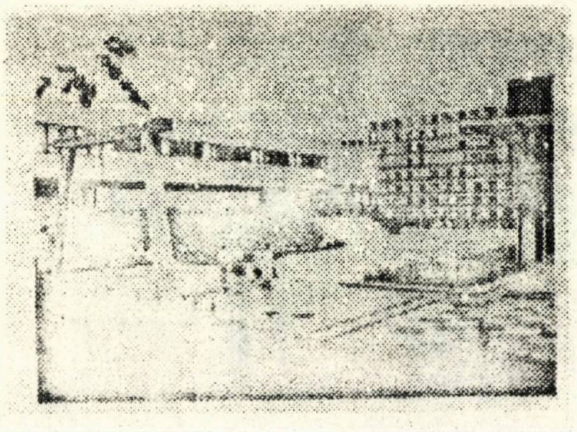


Foto 5
Biblioteca actuala a Academiei din Freiberg

Tabelul 2

Dezvoltarea Catedrei de Turnatorie de la Academia din Freiberg
Development of Freiberg Accademy Foundry Department

Anul	Activitatea
1875	Prof. A. Ledebur a tinut conferinte în cadrul Departamentului de Siderurgie
1924	Institutul de Siderurgie s-a dezvoltat prin prof. E. Maurer, care a realizat prima diagrama a fontelor de turnatorie
1927	Se realizeaza catedra de turnatorie condusa de H. Uhlitzsch
1935	Tehnologia de Turnatorie intra ca materie de baza în cadrul Institutului de Siderurgie
1942	Prof. Uhlitzsch pune bazele Institutului de turnatorie din Freiberg
1952	Se introduc mai multe discipline de turnatorie sub conducerea lui Czikel
1960	Se realizeaza noile hale de turnatorie
1968	Institutul de Turnatorie se transforma în Institutul de Stiinta al Turnatoriei sef catedra prof. Stölzel
1991	Apar noile Institute de Turnatorie si Metalurgie

Multi din profesorii actuali ai Academiei din Freiberg au numeroase lucrari, conduc reviste, simpozioane.

In urma rezultatelor deosebite pe care le-a obtinut în cele peste doua secole de la înfiintare, Academia de Stat din Freiberg ramâne un model pentru învatamântul international metalurgic.

BIBLIOGRAFIE

[1] **Hanz-Heinz Kasper, Thomas Schierle**: *Die Bergakademie Freiberg die Gnidung des Amalgalierwerks Halsbruche*. In: Neue Hütte, 1990, vol.35, Nr.11, p.405-409

[2] **Kaspar H., Schierle T.**: *Die Bergakademie Freiberg Und Grundug Des Amalgamierwerks Halsbrucke*. In: Neue Hütte, 1990, Nr.11, p.405

[3] **Pisto: G., Fleming E.**: *Zum 150 Geburstag Prof.Adolf Ledeburs des Begrundersgie-Bereite hnischer Lehre und Forschung an der Bergakademie Freiberg*. In: Giessereitechnik, 1987, Nr.1, p.3

[4] **Pistol G., Werner T.**: *225 Jahre Bergakademie Freiberg - 115 Jahre giebereitechnische Lehre*. In: Giesserei, 1991, Vol.78, Nr.6, p.237

[5] **Stephan Rieu**: *Ignaz von Born und sein Amalgamierverfahren*. In: Neue Hütte, 1990, Vol.35, Nr.11, p.401

REVISTA REVISTELOR

CIORNAIA METALLURGHIIA, CERMETINFORMATIIA, FEDERATIA RUSA, 1992, Nr.11

- *Productia de otel si de feroaliaje în tarile capitaliste si în curs de dezvoltare în anul 1991, p.3*
- *Modernizarea uzinei firmei Hamburger Stahlwerke, p.27*
- *Imbunatatirea eficientei de amestecare a încarcaturii de aglomerare, p.29*
- *Desulfurarea otelului lichid cu amestecuri zgurifiante si cu modificatori sub forma de sârma din pulberi, p.30*
- *Elaborarea si introducerea procedeului tehnologic combinat de torcretare si elaborare cu utilizarea antracetului în convertizorul de 350 t de la C.M. Zapadno-Sibirsk, p.32*
- *Studierea starii de deformare a metalului la profilele goale îndoite, p.34*
- *Cresterea rezistentei în exploatare si a fiabilitatii sculelor din metal dur pentru trefilarea de precizie, p.36*
- *Elaborarea si asimilarea tehnologiei de durificare termica a fitingurilor, p.41*

INVATAMANTUL TEHNIC ROMANESC A PIERDUT O MARE PERSONALITATE

A încetat din viata prof. univ. dr. ing. Valentin Catana, decanul Facultatii de Inginerie a Universitatii din Bacau

Absolvent al Facultatii de Electromecanica Miniera a Institutului de Mine din Petrosani (1959), lucreaza la Intreprinderea Miniera Teliuc si apoi la fabrica de samota Azuga. Pasiunea si dorinta de cunoastere îl îndreapta spre Institutul de Cercetari Metalurgice - Bucuresti, unde ocupa, prin concurs, un post de cercetator. De aici îsi începe cariera de cercetator, strabatând toate treptele consacrarii stiintifice. In 1978 obtine titlul de doctor inginer dupa care ocupa, tot prin concurs, postul de conferentiar la disciplina "Tehnologia fabricarii masinilor" din cadrul Institutului de Invatamânt Superior Bacau. In 1985 devine seful catedrei T.C.M., iar din 1990 este decan al Facultatii de Inginerie. Anul 1990 avea sa-l consacre definitiv în ierarhia universitara, obtinând titlul de profesor universitar, titular al disciplinei de "Tehnologia materialelor", iar ulterior obtine dreptul de a conduce doctorate în aceasta specialitate.

Are o prodigioasa activitate stiintifica, materializata în 30 de inventii si inovatii (cu medalii în strainatate), 87 de contracte de cercetare, aproape o suta de lucrari stiintifice publicate în reviste de specialitate din tara si din strainatate, cursuri si manuale universitare. In 1988 a publicat la Editura Tehnica volumul "Economia de cocs la topirea fontei în cubilou".

Moartea nemiloasa l-a rapit dintre studenti, colegi si familie. Dumnezeu sa-l odihneasca! Fie-i tarâna usoara!

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖNYVTÁR 1989 ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖZPONT ÉS

Infiintata în anul 1980, s. c. SILCOTUB s. a. este amplasata într-o regiune a tarii de un pitoresc aparte.

SILCOTUB S. A. - ZALAU - ROMANIA

Silcotub S. A. datoreaza pozitia sa între fabricantii de tevi fara sudura din România dotarii sale tehnice deosebite, care o situeaza si printre cele mai moderne producatoare de tevi din Europa.

Noutatea tehnologiilor aplicate garanteaza caracteristici superioare pentru produsele noastre:
tevi fara sudura din otel carbon si aliat în gama Ø (16...114)mm diametru, cu grosimi de perete între (1,6...10)mm pentru:

utilizari generale;

industria petrolului si gazului;

industria energetica;

otel beton si sârma de otel, laminate la cald, cu Ø (5,5...12)mm diametru; platbanda de otel cu diferite dimensiuni si cornier.

Silcotub S. A. dispune de echipamente moderne de control nedistructiv (prin ultrasunete), purtând marca NUKEM si de laboratoare capabile sa realizeze toate încercarile mecanice, chimice si metalografice clasice (LEKO, WOLPERT si OUTOKUMPU).

SILCOTUB S. A. - ZALAU

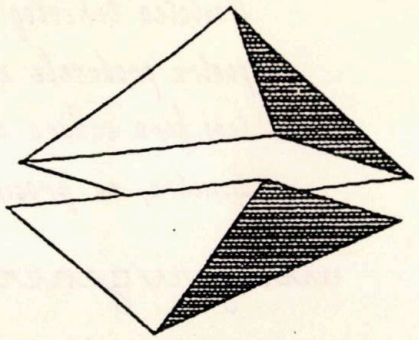
Bd Mihai Viteazu, nr. 93,
4700 Zalau jud. Salaj, Romania.
Telex 39266, Tax 40.92.150326,
Tel. 40.99.620720

Office Bucharest
Str. Edgar Quinet, nr. 10,
78000 - Sector 1,
Telefax 40.1.3123765

REAL

R E A L S.A. Pleasa Ploiesti
Tel: 097/124160
Telex: 19292
FAX: 097/145965

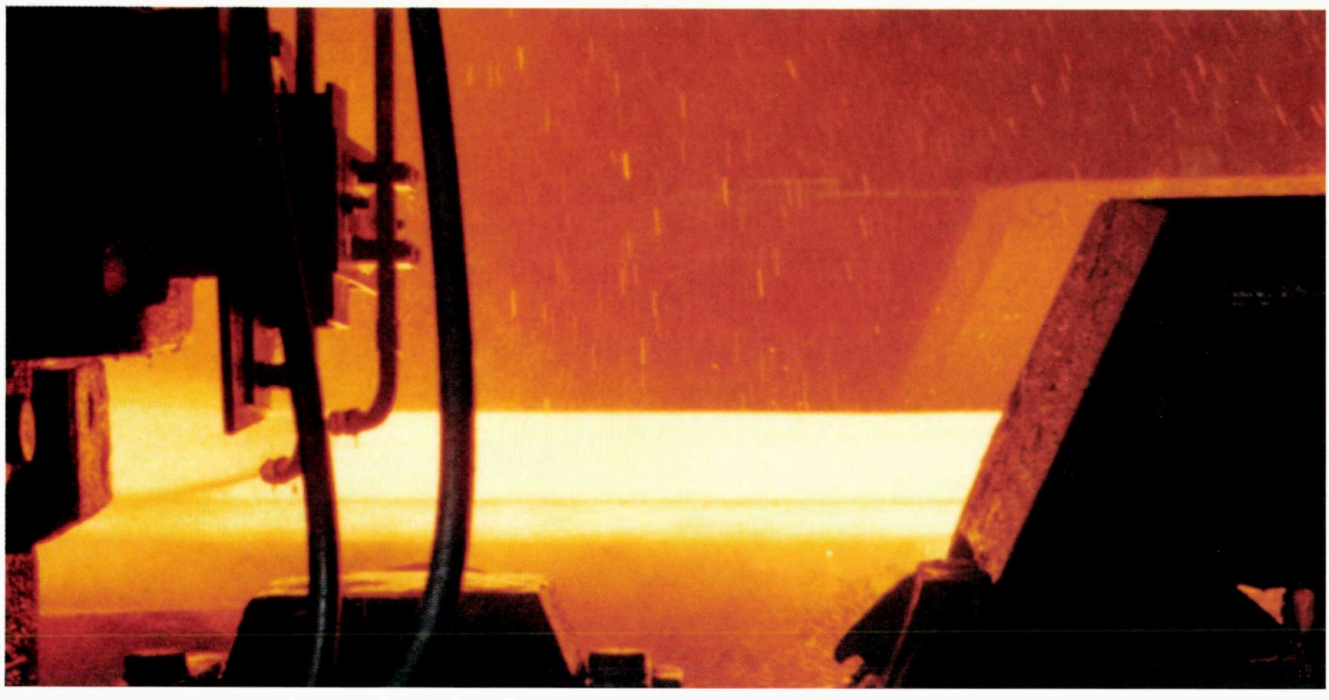
PRODUSE REFRACTARE TEHNOLOGII DE VIRF



Program de fabricatie

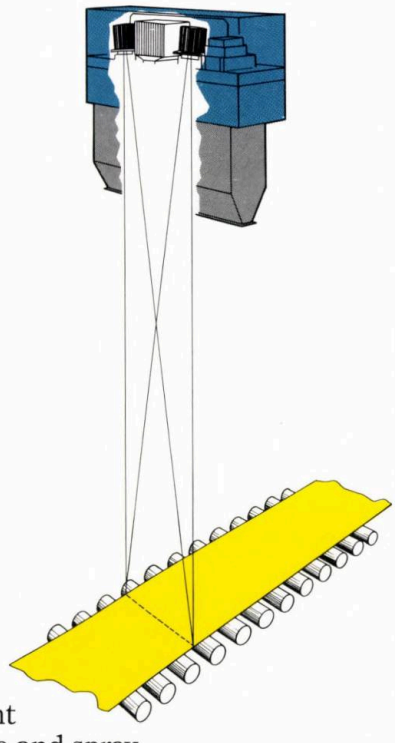
Betoane refractare dense
Betoane termoizolatoare
Prefabricate din beton refractar dens
Prefabricate din beton termoizolator
Mase plastice
Mase de stampare
Monolitice pentru cuptoare cu inductie
Mortare refractare
Caramizi refractare silico-aluminoase
Refractare pentru inchizatorul cu sertar
Arzator ceramic pentru caupere
Creuzete cu grafit pentru metalurgia neferoasa
Lance de insuflare
Mansoane silicioase
Produse zirconice pentru turnarea continua
Refractare carborundice
Produse refractare corindonice fasonate prin turnare-vibrare
Ciment refractar superaluminos
Semifabricate sintetice

Do you have a width gage you can rely on in conditions like these?



Modern hot mill control schemes demand accurate and reliable width gaging, not only at the finisher exit but also at the rougher, before the crop shear, and at the coiler. Conditions in these applications: scale, steam, spray, high temperature, shock and vibration, can blind an ordinary width gage. That is why ACCUBAND can help you.

KELK engineers have been solving tough rolling mill measurement problems for over 35 years. As a supplier dedicated to meeting your special needs, we have developed and mill proved the ACCUBAND Strip Width Gage for reliable performance in any application under the most demanding conditions. ACCUBAND has all the features and options needed for today's automation systems and gives you the needed capabilities *you cannot get in any other millworthy gage:*



- Accurate stereoscopic measurement despite the presence of steam, scale and spray.
- Head end response and measurement speed fast enough for even the newest automatic width control systems.
- Automatic, on-line calibration system.

Knowledgeable mill operators agree that the KELK ACCUBAND is the most technologically advanced strip width gage available today – and yet it is as affordable as lesser instruments.

We invite you to learn more about the KELK ACCUBAND and Crop Shear Instrumentation, as well as other KELK products that can help your mill's performance with long, worry free service.

Please call or write:

George Kelk Limited

Head Office: 48 Lesmill Road
Don Mills, Toronto, Ontario
Canada M3B 2T5

Telephone: (416) 445-5850
TeleFAX: (416) 445-5972
Telex: 06-966670

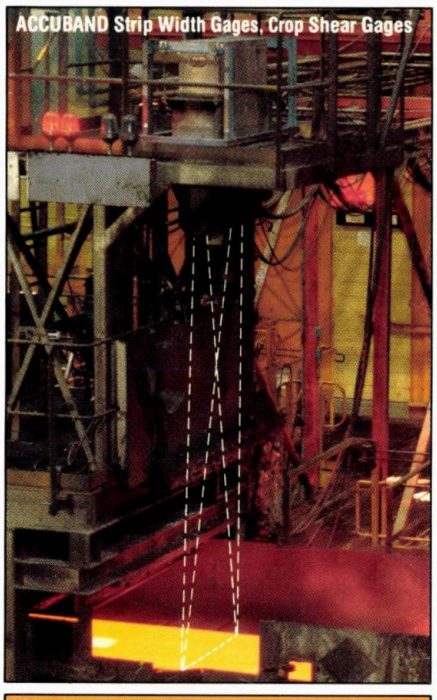
CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE

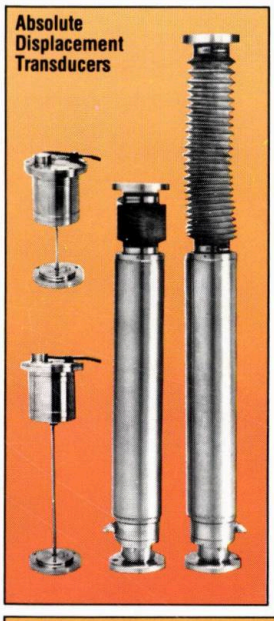
WINNER 1992 INNOVATION

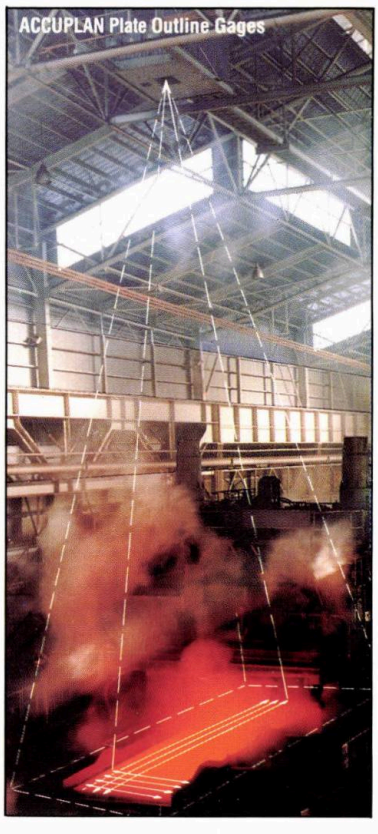
KELK

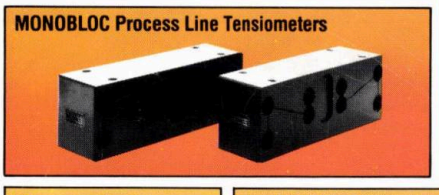
Sensors for Rolling Mills

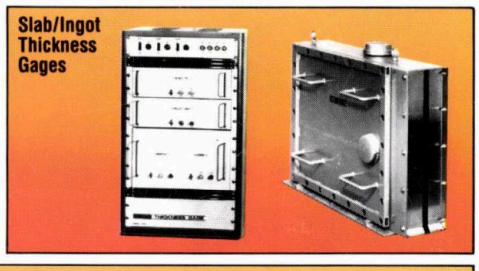
Where quality and yield improvements begin in the world's best Rolling Mills

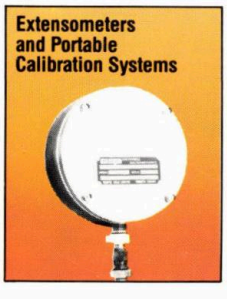


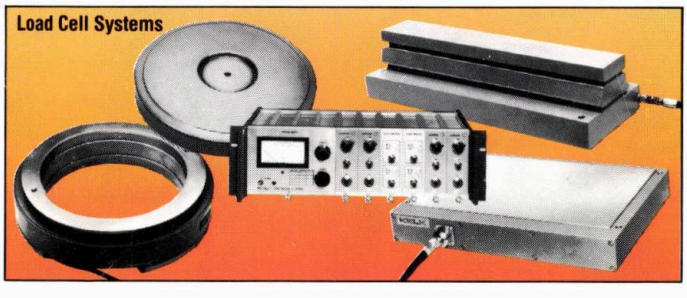












Although modern steel mills use automated control systems to improve yield and meet the increasing quality demands of today's customers, these systems are only as good as the information they are given.

That is why it pays to have sensors that are made specifically for the demanding steel mill environment. They ensure that your automatic control system receives the information to produce quality steel right from the start of the rolling process, accurately, efficiently and reliably.

At KELK we have specialized for over 35 years in helping the world's rolling mills, by providing the best millworthy sensors... proven performers for your specific needs.

And because we are committed to the future strength of the steel industry, we are continually developing the products you will need to stay competitive. So rely on us as your supplier of mill sensors.

We invite you to find out more about the many KELK products that can help your mill's performance with long, worry-free service.

Please call or write:

George Kelk Limited
Head Office: 48 Lesmill Road, Don Mills,
Toronto, Ontario, Canada M3B 2T5.
Tel.: (416) 445-5850 Fax: (416) 445-5972
Telex: 06-966670 (KELLEX TOR)

CANADA AWARDS FOR BUSINESS EXCELLENCE
WINNER 1992 INNOVATION

KELK
Sensors for Rolling Mills